

**ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA,
PROPIEDADES MECÁNICAS Y
MICROESTRUCTURA. DESARROLLO DE
SISTEMAS DE AMORTIGUAMIENTO BASADOS
EN EL EFECTO SUPERELÁSTICO**

Hugo Soul
2011



Instituto
Balseiro

Bariloche

CARRERA DE DOCTORADO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA

ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA, PROPIEDADES MECÁNICAS Y MICROESTRUCTURA. DESARROLLO DE SISTEMAS DE AMORTIGUAMIENTO BASADOS EN EL EFECTO SUPERELÁSTICO

Hugo Soul
Doctorando

Dr. Alejandro Yawny
Director

Dr. Francisco C. Lovey
Co-Director

Miembros del jurado:

Dra. Graciela Bertolino (Instituto Balseiro-Centro Atómico Bariloche)

Dr. Francisco Crisafulli (Facultad de Ingeniería-UNCuyo)

Dr. Jorge Pelegrina (Instituto Balseiro-Centro Atómico Bariloche)

Dr. Fernando Quintana (Instituto Balseiro-Centro Atómico Bariloche)

Marzo 2011

Instituto Balseiro
Universidad Nacional de Cuyo
Comisión Nacional de Energía Atómica
San Carlos de Bariloche-Argentina

Glosario de Símbolos (por orden alfabético)

A: Austenita
 A_f : Temperatura fin de transformación austenítica
 A_s : Temperatura comienzo de transformación austenítica
 A_t : Área de sección transversal de alambre
 b : Ancho de fleje
 β : cociente entre amplitudes del movimiento del suelo y del movimiento de la estructura
 c : Coeficiente de Disipación Viscosa.
 C_{cc} : Coeficiente de Clausius-Clapeyron
 C_e : Calor Específico, Componente imaginaria de la rigidez compleja
 d : Diámetro de alambre
 dt : Diferencial de tiempo
 dx : Diferencial de longitud
 ΔL : Incremento de longitud de alambre
 $\Delta\sigma_{crit}$: Umbral de tensión para la nucleación de nuevas interfases
 Δt : Incremento discreto de tiempo
 ΔW : Energía de Histéresis, o energía de histéresis por unidad de volumen
 ΔW_{max} : Energía de Histéresis correspondiente a una transformación completa
 Δx : Distancia entre nodos en discretización espacial
 Δx_{int} : Desplazamiento interfaz
 E : Módulo de elasticidad
 E_A : Módulo de elasticidad austenita
 E_e : Componente real del módulo complejo
 E_e' : Componente imaginaria del módulo complejo
 E_{eff} : Módulo de elasticidad efectivo
 E_M : Módulo de elasticidad martensita
 En_{elas} : Energía elástica
 E_{sec} : Módulo secante
 ε : deformación uniaxial
 ε_{A-M} : longitud del plateau de transformación
 ε_{elas} : Componente elástica de la deformación uniaxial
 ε_{inel} : Componente inelástica de la deformación uniaxial
 ε_{max} : Amplitud de deformación
 ε_{mf} : Deformación al fin de la transformación
 ε_{ms} : Deformación al inicio de la transformación
 ε_{trans} : Deformación asociada a la transformación (con carga nula)
 f : Frecuencia
 f_r : frecuencia de resonancia, frecuencia a la cual se registran la mayor amplitud
 F : Fuerza
 F_{AMF} : Fuerza ejercida por la aleación con memoria de forma
 ϕ : Ángulo de fase
 h : Coeficiente de convección
 H : Altura de pórtico
 η : factor de pérdida
 i : Índice de nodo

I : Aporte de efectos térmicos a la energía de histéresis en todo el ciclo, Momento de Inercia de sección transversal
 I_1 : Aporte de efectos térmicos a la energía de histéresis en la transformación
 I_2 : Aporte de efectos térmicos a la energía de histéresis en la retransformación
 j : Índice de interfaz
 k : Conductividad térmica
 K : Rigidez
 K_e : Componente real de la rigidez compleja
 K_{AMF} : Rigidez aportada por la aleación con memoria de forma.
 l : luz del pórtico
 l_{at} : Calor Latente de Transformación
 l_f : Longitud del frente de transformación
 L : Longitud de alambre entre mordazas
 m : Masa concentrada
 M : Martensita
 M_0 : Momento de Fuerza
 M_f : Temperatura final transformación martensítica
 M_s : Temperatura comienzo transformación martensítica
 μ : Módulo de Poisson
 v : Velocidad de una interfaz
 v_f : velocidad de variación de frecuencias
 P : Perímetro de sección transversal
 Q : Energía térmica (calor)
 Q_{bor} : Calor disipado por los bordes
 Q_c : Esfuerzo de Corte
 Q_{conv} : Calor disipado por convección
 Q_{gen} : Calor generado
 Q_{inter} : Calor transferido
 Q_p : Fuerza de excitación periódica
 ρ : Densidad
 σ : Tensión uniaxial
 σ_{A-M} : Tensión de transformación
 σ_{mf} : Tensión al fin de la transformación
 σ_{ms} : Tensión al inicio de la transformación
 σ_{M-A} : Tensión de retransformación
 t : Tiempo
 t_h : Espesor de fleje
 $T(x)$: Campo de temperaturas
 T_{amb} : Temperatura ambiente
 $\theta(x)$: Campo de Temperatura adimensional
 θ_{med} : Temperatura adimensional media
 θ_{est} : Temperatura adimensional en la interfase en estado estacionario
 θ_{max} : Máxima Temperatura adimensional alcanzada en la interfase
 θ_{rep} : Temperatura adimensional representativa para evaluar efectos térmicos
 u_1 : Desplazamiento en dirección principal 1
 u_2 : Desplazamiento en dirección principal 2
 u_r : Desplazamiento en dirección radial

u_{θ} : Desplazamiento en dirección tangencial
 u_z : Desplazamiento en dirección longitudinal
 V_{elong} : Velocidad de elongación
 w : Máximo trabajo de deformación por unidad de Volumen
 w_{inel} : Máximo trabajo inelástico de deformación por unidad de Volumen
 W : Máximo trabajo de deformación
 W_{dis} : Trabajo atribuido a la disipación viscosa en un ciclo
 W_{his} : Trabajo disipado por la energía de histéresis superelástica en un ciclo
 W_{in} : Trabajo realizado sobre el sistema en un ciclo
 Z : Porción de fase total
 $Z(x)$: Campo de porción de fase local
 x : Posición en un alambre, Desplazamiento estructura
 x_b : Desplazamiento suelo
 x_{bmax} : Amplitud movimiento suelo
 x_{max} : Amplitud movimiento estructura
 ξ : Porción de amortiguamiento crítico
 ξ_{eq} : Amortiguamiento viscoso equivalente
 V_{elong} : Velocidad de Elongación

Índice de Contenidos

Resumen	1
Abstract	3
Capítulo 1	
1 Introducción General	5
1.1 Propiedades de las Aleaciones con Memoria de Forma.....	5
1.2 Estructuras Sismorresistentes	8
1.2.1 Estrategias de Mitigación.....	11
1.2.1.1 Concepto de “Ductilidad” en Estructuras	11
1.2.1.2 Aislamiento	13
1.2.1.3 Amortiguamiento	17
1.3 Amortiguamiento en Aleaciones con Memoria de Forma	20
1.4 Objetivos de la Tesis.....	23
1.5 Organización del Trabajo.....	23
Capítulo 2	
2 Aleaciones con Memoria de Forma Base NiTi: Propiedades Físicas y Aspectos	
Termodinámicos	27
2.1 Aspectos Generales de las Aleaciones con Memoria de Forma y de la	
Transformación Martensítica.....	27
2.2 Aspectos Termodinámicos	30
2.3 Aleaciones con Memoria de Forma Base NiTi	33
2.4 Aleaciones Comerciales de NiTi	38
Capítulo 3	
3 Oscilador Mecánico con Elementos Superelásticos.....	43
3.1 Motivaciones para un Tratamiento Analítico	43
3.2 Evaluación de la Respuesta en Estado Estacionario	44
3.3 Conclusiones del Capítulo.....	56
Capítulo 4	
4 Caracterización de la Superelasticidad en Alambres de NiTi.....	59
4.1 Introducción	59
4.2 Materiales, Equipos y Dispositivos	59
4.3 Ciclados de Entrenamiento.....	62
4.3.1 Descripción de los Ensayos y Resultados	62
4.3.2 Comentarios de los Ciclados de Entrenamiento.....	73
4.4 Efecto de la Amplitud de Deformación	75
4.4.1 Motivación	75
4.4.2 Descripción de los Ensayos y Resultados.....	75
4.4.3 Comentarios Finales acerca del Efecto de la Amplitud de Deformación	83
4.5 Efecto de la Velocidad de Ciclado.....	84

4.5.1 Motivación.....	84
4.5.2 Descripción de los Ensayos y Resultados	84
4.5.3 Comentarios Finales acerca del Efecto de la Velocidad de Ciclado	96

Capítulo 5

5 Estudio de la Fatiga Estructural	97
5.1 Introducción.....	97
5.2 Programa Experimental	98
5.3 Resultados	100
5.4 Discusión.....	102
5.5 Análisis Descriptivo de Fractografías con Microscopía Electrónica de Barrido	106
5.6 Conclusiones del Capítulo.....	115

Capítulo 6

6 Carácter Localizado de la Transformación Inducida por Tensión en NiTi con Tamaño de Grano Ultrafino	117
6.1 Introducción.....	117
6.2 Observación de la Localización de la Deformación.....	117
6.2.1 Descripción de los Ensayos y Resultados	117
6.2.2 Análisis de los Resultados	127
6.3 Evaluación de las Condiciones para la Nucleación de Frentes.....	129
6.3.1 Tensiones de Propagación y Nucleación	129
6.3.2 Descripción de los Ensayos y Resultados	130
6.3.3 Análisis de los Resultados y Comentarios Finales.....	132

Capítulo 7

7 Análisis de la Localización y Propagación de la Transformación	135
7.1 Introducción.....	135
7.2 Problema Elástico de un Alambre con Inclusión de Martensita.....	136
7.3 Solución Numérica del Problema Elástico	139
7.4 Introducción de Plasticidad como Analogía de Superelasticidad.....	143
7.5 Comentarios Finales.....	150

Capítulo 8

8 Evaluación Numérica de los Efectos Térmicos Asociados al Ciclado	153
8.1 Introducción	153
8.2 Balance de la Energía en un Volumen Diferencial	154
8.3 Relación $w_{inel} / \sigma \epsilon_{A-M}$ y l_{at}/w_{inel}	159
8.4 Implementación de la Rutina Numérica.....	160
8.5 Resultados	162
8.6 Discusión.....	169
8.7 Comentarios Finales	172

Capítulo 9

9 Desarrollo de un Modelo Termomecánico 1-D para la Superelasticidad.....	173
9.1 Efectos Térmicos en un Modelo Mecánico de Comportamiento Superelástico.....	173
9.1.1 Introducción	173
9.1.2 Modelo Mecánico Elemental del Comportamiento Superelástico	173
9.1.3 Acoplamiento Termomecánico Propagación y Nucleación de Interfaces	177
9.1.4 Implementación Numérica	181
9.1.5 Resultados.....	182
9.2 Cambios en el Comportamiento Mecánico Asociados al Ciclado	193
9.2.1 Fundamentación	193
9.2.2 Porción de Fase Acumulada y Evolución de Parámetros del Comportamiento Superelástico	195
9.2.3 Resultados	196
9.3 Conclusiones del Capítulo	204

Capítulo 10

10 Pórtico Flexible con Tensores de NiTi. Ensayos de Respuesta Dinámica	207
10.1 Introducción	207
10.2 Diseño y Construcción del Pórtico	208
10.3 Ensayos de Respuesta Dinámica	214
10.3.1 Funciones de Excitación Utilizadas.....	215
10.3.2 Propiedades de las Aleaciones de NiTi Utilizadas.....	216
10.3.3 Ensayos en Laboratorios de INVAP SE.....	217
10.3.3.1 Detalles Experimentales	217
10.3.3.2 Descripción de Ensayos y Resultados	218
10.3.3.3 Análisis Ensayos INVAP SE	220
10.3.4 Ensayos en el IMERIS	222
10.3.4.1 Detalles Experimentales.....	222
10.3.4.2 Descripción Ensayos y Resultados.....	223
10.3.4.3 Análisis de Ensayos Realizados en el IMERIS	229
10.4 Conclusiones del Capítulo.....	234

Capítulo 11

11 Evaluación Numérica de Ensayos sobre el Pórtico Flexible	235
11.1 Introducción	235
11.2 Método Numérico	236
11.3 Respuesta en Estado Estacionario.....	236
11.4 Simulación de Ensayos Realizados en INVAP SE	238
11.5 Simulación de Ensayos Realizados en el IMERIS	240
11.6 Conclusiones del Capítulo.....	243

Capítulo 12

12 Mitigación de Oscilaciones en Cables de Estructuras Suspendidas	245
12.1 Resumen	245
12.2 Descripción de la Facilidad Experimental	246
12.3 Descripción de los Ensayos	246
12.4 Resultados de los Ensayos	247
12.5 Un Modelo para el Sistema Oscilante	249
12.5.1 Ecuación Diferencial y Modos de Oscilación	249
12.5.2 Cálculos Energéticos	252
12.6 Análisis del Transitorio	253
12.6.1 Implementación del Método Numérico	254
12.6.2 Modelado del Comportamiento Superelástico del NiTi	256
12.6.3 Resultados Numéricos	257
12.6.4 Cálculos Energéticos a Partir de los Resultados Numéricos	260
12.7 Conclusiones del Capítulo	261

Capítulo 13

13 Diseño y Caracterización de un Dispositivo Amortiguador de Doble Acción	263
13.1 Introducción	263
13.2 Funcionamiento Conceptual del Dispositivo de Doble Acción	265
13.3 Diseño y Fabricación	268
13.4 Ensayos de Caracterización	269
13.5 Mejoras Implementadas	274

Capítulo 14

14 Comentarios Finales	277
14.1 Conclusiones Generales	277
14.2 Perspectivas a Futuro	282

Agradecimientos	285
-----------------------	-----

Bibliografía	287
--------------------	-----

Resumen

El Efecto Superelástico, característico de las Aleaciones con Memoria de Forma (*AMF*), consiste en la posibilidad de producir deformaciones reversibles cercanas al 10% por la aplicación de cargas mecánicas. Esto es posible debido a la existencia de una transformación martensítica en estos materiales la que se puede inducir cuando la carga aplicada supera un cierto valor crítico. Al quitar la misma se produce la retransformación, aunque a una tensión inferior a la anterior, recuperándose las dimensiones originales. En consecuencia, la curva de tensión-deformación (σ - ϵ) encierra un área de histéresis, que representa energía disipada. En el ámbito de la ingeniería estructural se busca explotar esta capacidad de disipar energía asociada al comportamiento superelástico en el diseño de sistemas pasivos de amortiguamiento en estructuras sometidas a cargas dinámicas.

En el presente trabajo se estudiaron distintos aspectos vinculados con este tipo de aplicaciones utilizando materiales comerciales de aleación NiTi, que dentro de las AMF, son las que han alcanzado mayor relevancia tecnológica hasta el presente. Se realizó una extensa caracterización experimental sobre alambres de NiTi que incluyó la evaluación de las propiedades disipativas bajo diferentes condiciones de ciclado y el estudio de los efectos en el comportamiento asociados al carácter localizado de la transformación. Entre las propiedades disipativas están el área de histéresis ΔW y el amortiguamiento específico (*SDC*) que relaciona la energía disipada y el trabajo máximo de deformación W . Un aspecto común para las geometrías estudiadas es la evolución de la energía de histéresis y del *SDC* con el número de ciclos, junto con una acumulación de deformación plástica hasta alcanzar un comportamiento estable. Dependiendo de las condiciones en que se realice este ciclado y del diámetro del alambre los valores de ΔW varían desde 20-25 MJ/m³ iniciales a 5-10 MJ/m³ acumulando deformaciones residuales de hasta un 2%. Los alambres en condición estable pueden presentar *SDC* en torno a 0,5 a temperatura ambiente. Por otro lado se observó una importante dependencia de las curvas σ - ϵ con la velocidad de ciclado. Tanto el *SDC* como ΔW se maximiza para una determinada velocidad, pudiendo alcanzar hasta el doble de su valor en condiciones isotérmicas. Esta dependencia se estudia elaborando un modelo 1-D que permite entender este comportamiento a través de la consideración del acoplamiento entre los efectos térmicos asociados al calor latente de transformación y las tensiones que dependen a su vez de la temperatura. Se evalúa así el

aporte de los efectos térmicos al área de histéresis mecánica, existiendo un máximo que explica los resultados experimentales. Este modelo fue luego modificado de manera de incluir la evolución de las tensiones de transformación con el ciclado (fatiga funcional). Se simularon diferentes historias de ciclados, obteniéndose importantes acuerdos con datos experimentales.

Se realizaron además ensayos de respuesta dinámica sobre un pórtico flexible y un cable estructural a los que se incorporaron alambres de NiTi como elemento amortiguador. Los resultados demuestran la capacidad de los alambres en producir la mitigación de las oscilaciones respecto de las estructuras libres. A partir de los registros de fuerzas y desplazamientos, y con la ayuda de simulaciones numéricas se puede verificar cuantitativamente el aporte de la histéresis Superelástica. Por otro lado se diseñó y ensayó un dispositivo amortiguador de doble acción en base a alambres de NiTi con el que se intentan además optimizar las propiedades de recentrado.

Palabras Clave: Aleaciones con memoria de forma, Superelasticidad, Amortiguamiento, NiTi, Acoplamiento Termomecánico,

Abstract

Superelastic Effect, exhibited by the so-called Shape Memory Alloys (SMA) consists in the capacity of withstand deformations up to 10% under mechanical loading. This is possible due to the underlying martensitic transformation which is induced when the applied load overcomes a critical value. When the load is retired the retransformation occurs and the deformation is recovered but at a lower stress level. As a consequence the stress-strain curve (σ - ϵ) encloses a hysteresis loop, which mechanical energy dissipated as heat. Structural Engineers are interested on exploiting both, the energy dissipation capabilities and the possibility to develop devices with recentring characteristics in the design of passive damping systems for structures under dynamical loading.

In the present work different aspects related with such applications, using commercial NiTi alloys which has reached the most important technological interest are addressed. An extensive experimental characterization which included the assessment of dissipative properties of NiTi wires under different cycling conditions and a study of the localized characteristics of the transformation were made. The hysteresis area ΔW and the *Specific Damping Capacity SDC* are the parameters with which the dissipative capacities are evaluated. The *SDC* relates ΔW and the maximum deformation work W . A common aspect among the different wire diameters is the evolution of both ΔW and the *SDC* with the number of cycles until up to a *stable* condition is reached. Depending on the conditions of this initial cycling and on the wire diameter, ΔW varies from 20-25 MJ/m³ to 5-10 MJ/m³ with the accumulation of residual strains up to 2%. Wires in stable conditions exhibit at ambient temperatures *SDC* values around 0.5. On the other hand, a strong dependence of σ - ϵ with cycling velocity was observed. There is a velocity at which both *SDC* and ΔW are maximized reaching the last up to the double of its value at very low velocities. This problem is addressed by developing a thermomechanical 1-D model with which is possible to get into account thermal effects associated to the transformation latent heat and the stresses which in turn depends on the temperature. The contribution of the thermal effects to the mechanical hysteresis is quantified by these. After this, the model was modified in order to introduce the transformation stress changes with the cycle number (functional fatigue). Several cycling histories were simulated, getting important agreement with experimental data.

Dynamical response tests were performed additionally over a flexible portico and a structural cable which different NiTi configurations were implemented. Results show the damping capabilities of the NiTi wires with the mitigation of the oscillations in comparison with the free structures. The performances were quantitatively assessed using displacement and force measurements. With the help of some simple numerical simulations the contribution of the hysteresis can be verified.

Finally, some characterization tests results of a double-effect device are presented. With this device the recentring capabilities are expected to be optimized.

Key words: Shape Memory Alloys, Superelasticity, Damping, NiTi, Thermomechanical Coupling

1 Introducción General

1.1 Propiedades de las Aleaciones con Memoria de Forma

El presente trabajo está centrado en la caracterización de las propiedades de disipación de energía asociadas al efecto superelástico presente en las llamadas Aleaciones con Memoria de Forma (*AMF*). En particular, el enfoque está puesto en las aleaciones de NiTi, que son las que han logrado mayor relevancia comercial hasta el presente [Patoor 2006; Iadicola 2008]. En virtud de que son varias las disciplinas y enfoques en los que se podría encuadrar la temática de la presente investigación, en esta introducción general se enumeran los problemas abordados y los objetivos planteados a lo largo de la tesis.

Las *AMF* presentan un comportamiento complejo en el espacio tensión – deformación – temperatura (σ - ϵ - T) que suele ser simplificado a través de la descripción de ciertas trayectorias particulares. Entre estos casos particulares de singular importancia se pueden mencionar el Efecto Memoria de Forma Simple, del cual deriva la denominación que reciben estos materiales, el Efecto Doble Memoria de Forma, el Efecto Superelástico, el Efecto Doble Memoria Asistido por Tensiones Aplicadas, las trayectorias de Recuperación Limitada, etc. [Duerig 1990]. Se han representado y descrito resumidamente en el espacio σ - ϵ - T de la **Figura 1.1** los Efectos de Memoria de Forma Simple y Doble, y el Efecto Superelástico o Pseudoelástico que, como se mencionó anteriormente, constituye el caso de interés en el presente estudio.

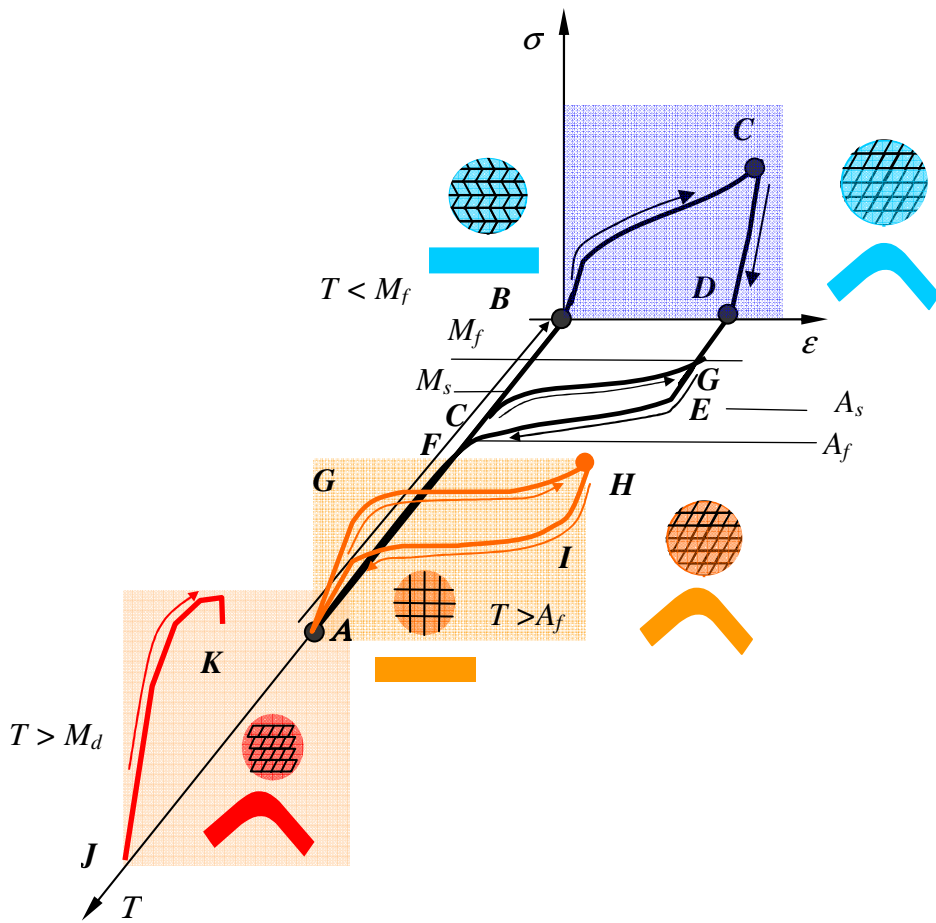


Figura 1.1 Trayectorias termomecánicas seguidas por las AMF con las que se describen los efectos intrínsecos de Memoria de Forma Simple A-B-C-D-E-F-A, y Superelástico A-G-H-I-A, y también el efecto de Doble Memoria de Forma A-C-G-D-E-F-A que se adquiere con entrenamientos termomecánicos [Brailovsky 2003]. La trayectoria J-K indica la carga del material a $T > M_d$, siendo M_d la máxima temperatura a la cual es posible inducir la transformación martensítica involucrada en los efectos mencionados. Aquí, la deformación inelástica es por la deformación plástica irreversible de la austenita

En el primer caso el material se enfría por debajo de una cierta temperatura denominada M_f siguiendo una trayectoria coincidente con el eje $\sigma = 0$; $\epsilon = 0$ (ignorando contribuciones a la deformación por efectos de expansión térmica). Una vez alcanzada la temperatura $T < M_f$, y mediante la aplicación de cargas mecánicas, el material se deforma siguiendo la trayectoria BC que se esquematiza en la **Figura 1.1**. Al descargar la muestra se observa por CD que el material retiene una deformación permanente. Esta deformación, sin embargo, puede ser revertida completamente elevando la temperatura de la muestra por

encima de una cierta temperatura denominada A_f . En este caso el material sigue la trayectoria *DEFA* representada en el plano horizontal de la **Figura 1.1**.

En el caso del efecto superelástico, el material es deformado a temperatura constante $T > A_f$, obteniéndose una trayectoria correspondiente al ciclo cerrado *AGHIA* representado en la **Figura 1.1** al volver a descargar la muestra. En ambos casos, las deformaciones involucradas corresponden a valores de varias unidades porcentuales (cercanas al 10 % máximo), es decir, muy por encima de las deformaciones típicas asociadas a deformaciones elásticas en materiales metálicos (típicamente por debajo de 0,1 %).

Las causas del comportamiento particular de las *AMF* pueden entenderse a partir de la existencia de una transformación de fases del tipo martensítico. La fase que tiene lugar a bajas temperaturas se denomina martensita (*M*) y la fase madre que da lugar a ésta se denomina austenita (*A*). Así, las temperaturas M_s y M_f representan el inicio y fin de la transformación $A \rightarrow M$ respectivamente, mientras que A_s y A_f representan el principio y fin de la retransformación $M \rightarrow A$. Esta transición implica cambios a nivel cristalino, los que se manifiestan, en el caso del efecto superelástico en aleaciones de NiTi, en el desarrollo de un plateau de transformación a tensión aproximadamente constante σ_{A-M} (**Figura 1.2**) [Otsuka 1998; Funakubo 1984]. Lo notable del efecto radica en que esta deformación importante puede recuperarse casi en su totalidad cuando se retira la carga. La retransformación ocurre, sin embargo, a una tensión inferior σ_{M-A} .

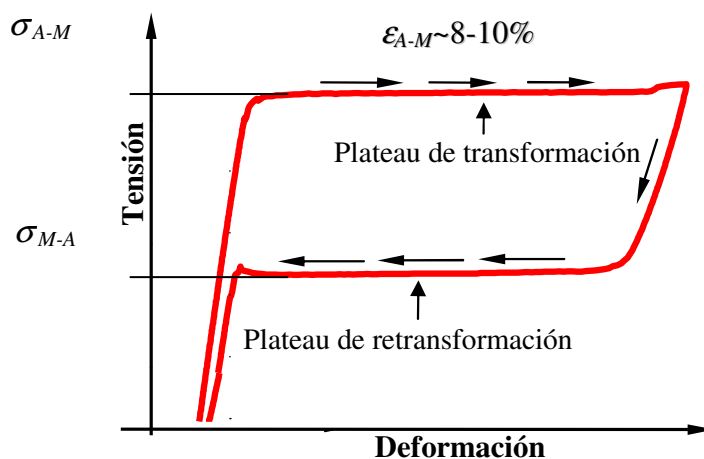


Figura 1.2. Efecto Superelástico en ciclo de tensión uniaxial

De esta manera, el ciclo completo σ - ε incluye un área de histéresis que representa energía disipada de manera casi exclusiva en forma de calor [Wollants 1993]. Las características disipativas y la posibilidad de obtener grandes deformaciones reversibles hacen atractivas a las aleaciones que presentan superelasticidad en el desarrollo de alternativas innovadoras para la mitigación de oscilaciones de estructuras sometidas a cargas dinámicas [Dolce 2000, Torra 2009, Saadat 2002]. Estas propiedades distintivas se suman, en el caso del NiTi a relativamente buenas propiedades de fatiga y corrosión [Duerig 1990]. En este trabajo se estudiarán aspectos relacionados a la posible aplicación de *AMF* en el diseño de estructuras sismorresistentes.

1.2 Estructuras Sismorresistentes

La superelasticidad y la capacidad disipativa de las *AMF* pueden concebirse como soluciones conceptuales en distintos problemas de amortiguamiento [Wilson 2005]. El desarrollo de aplicaciones para soluciones de la ingeniería sismorresistente parece ser un campo muy adecuado para aprovechar la capacidad disipativa de las *AMF*, por lo que vamos a dedicar un espacio en esta sección para describir de manera sintética las nociones mínimas que hacen al problema de las construcciones antisísmicas y el estado del arte en cuanto a las tecnologías utilizadas. Mediante las propiedades de histéresis y la posibilidad de obtener grandes deformaciones reversibles se pueden idear dispositivos que aporten gran capacidad de disipación, y que anulen o minimicen el daño producido por deformaciones permanentes en las estructuras.

Los movimientos sísmicos involucran liberación de grandes cantidades de energía en la corteza terrestre, de origen tectónico, volcánico o también debido a explosiones nucleares o impactos de meteoritos. Esta energía se transfiere luego en forma de ondas mecánicas por la corteza, que actúa como medio elástico dispersivo, manifestándose durante un determinado lapso de tiempo en movimientos del suelo, cuya aceleración suele ser registrada en estaciones sismológicas. La intensidad con que se manifiesten estas ondas sobre la superficie dependerá de la magnitud de la energía liberada y de la distancia del sitio en cuestión al lugar de ocurrencia del evento (foco o hipocentro). Se denomina epicentro al punto sobre la superficie terrestre ubicado directamente por encima del foco y en muchos casos es el punto donde ocurre el máximo daño como consecuencia de un evento sísmico. La profundidad del foco, la distancia del punto de interés respecto del

epicentro (ver **Figura 1.3**) y la energía liberada en el evento son algunos de los parámetros de mayor importancia para la evaluación del potencial daño asociado. La energía liberada se transmite como ondas mecánicas transversales, longitudinales y de superficie, que someten a regiones completas a violentos movimientos.

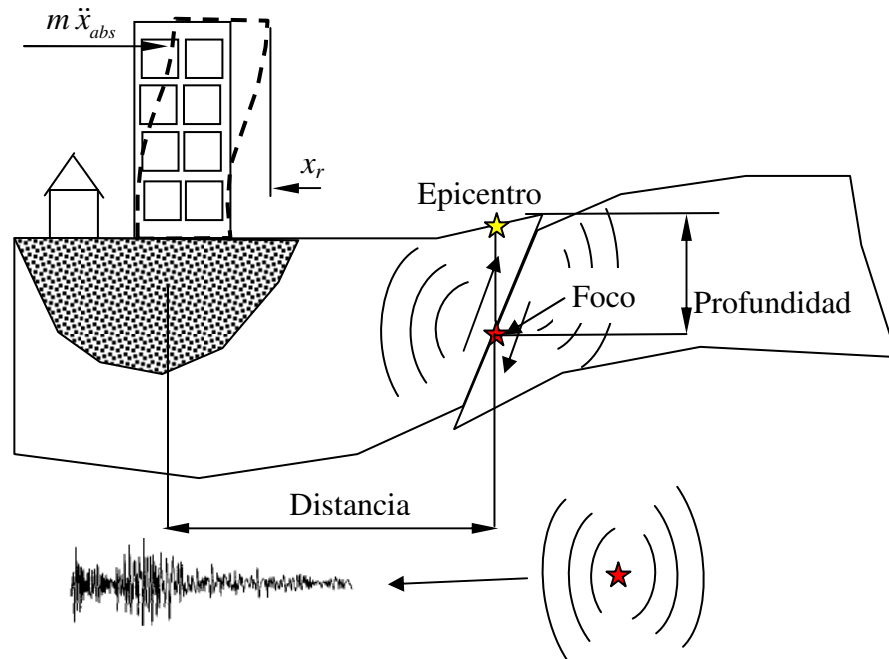


Figura 1.3 Esquemización de un evento sísmico y sus efectos sobre las estructuras de la superficie. Los movimientos ocasionados en una región se caracterizan con el registro de aceleraciones o acelerograma esquematizado debajo.

Para clasificar la intensidad de un evento sísmico se utilizan diversas escalas. Las mismas fueron evolucionando desde que Richter introdujo su método en 1935. Hoy, a pesar de que se reportan los terremotos en escala Richter (M_L), en realidad se utiliza la escala sismológica de Magnitud de Movimiento M_w ideada por Hanks y colaboradores en 1979 [Hanks 1979] definida por la expresión:

$$M_w = 2/3 \cdot \log_{10}(M_0) - 10.7 \quad (1.1),$$

donde M_0 es denominado el momento del sismo determinado en el foco:

$$M_0 = \mu S d \quad (1.2),$$

siendo μ la tensión de corte en el lugar del movimiento en N/m^2 , S el área de la zona involucrada en m^2 y d el desplazamiento de una placa respecto de la otra en m . Esta cantidad se puede establecer con precisión a partir de los sismogramas obtenidos y está relacionada directamente con la energía del sismo.

El poder destructivo asociado a un evento sísmico no está solamente relacionado con la magnitud del mismo. A la hora de evaluar los daños provocados por los sismos se deben tener en cuenta también ciertos aspectos socioculturales, como la arquitectura predominante en la zona afectada, y en relación a las consecuencias posteriores, el grado de preparación que tienen las sociedades para enfrentar este tipo de siniestros. Así, como hechos recientes se pueden citar los terremotos en Bio-Bio, Chile, durante febrero de 2010, que alcanzó una magnitud de $M_w = 8.8$ (el 7^{mo} mayor sismo registrado en la historia) causando daños importantes (estimados en 30000 millones de US\$) pero menos de 1000 víctimas fatales. Durante enero del mismo año, en Haití se produjo un terremoto de M_w 7, que causó más de 200000 víctimas fatales además de la destrucción total de ciudades y pueblos [USGS 2010].

Los ingenieros estructurales precisan que la información de la amenaza sísmica se traduzca en niveles de sollicitación a los que pueden verse sometidas las estructuras, en términos de aceleraciones, velocidades y desplazamientos. Un valor que suele acompañar los reportes sísmicos tiene que ver con la *aceleración pico del suelo*, o en inglés *Peak Ground Acceleration* (PGA) que puede utilizarse para caracterizar el poder de daño de un terremoto, y en sismos importantes puede alcanzar valores cercanos a la aceleración de la gravedad. Las aceleraciones a nivel del suelo son responsables del esfuerzo de corte por lo que las uniones rígidas deben verificarse con las mismas. Asimismo, siempre es posible descomponer un movimiento sísmico en componentes periódicas de diferentes frecuencias por medio de un análisis de Fourier, pudiendo determinar así qué estructuras se verán mayormente afectadas por un mismo sismo de acuerdo a sus períodos de oscilación, determinado por sus características estructurales. Se considera entonces el concepto de espectro de respuesta de un sismo determinado, propuesto por *Biot* y colaboradores [Trifunac 2006] en el año 1932. En general, en el espectro de todo movimiento sísmico puede definirse una región de períodos naturales donde el contenido de aceleraciones se mantiene en un nivel máximo hasta un determinado período, a partir del cual decae exponencialmente [Alford 1964]. Mediante esta simplificación y con información

estadística de la actividad sísmica de una región se elaboran los denominados espectros de diseño como los esquematizados en la **Figura 1.4** en el que se basan los distintos códigos de construcción civil. Otros aspectos que se tienen en cuenta son los efectos amplificadores asociados a suelos blandos para los bajos períodos o duros para los períodos altos [Chopra 2003].

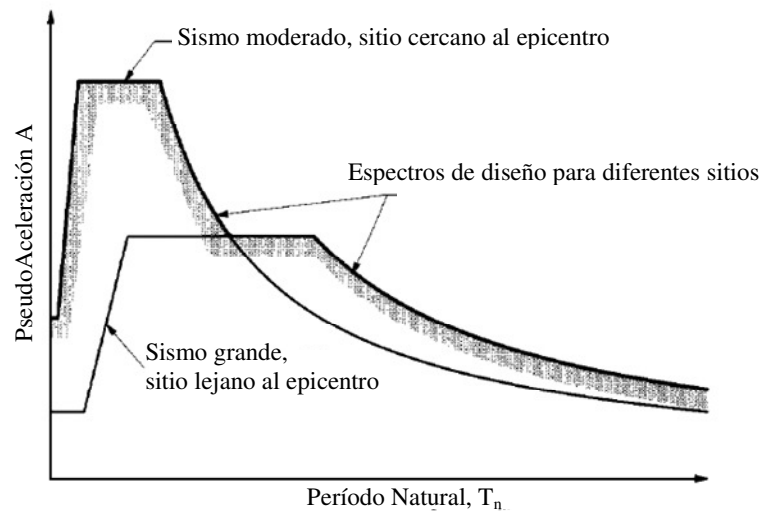


Figura 1.4. Esquemas de espectros de diseño, simplificados con regiones bien definidas de aceleraciones máximas constantes y descenso exponencial. Estos espectros caracterizan la actividad sísmica de diferentes regiones y tipos de suelo. Extraído de [Kelly 2001]

1.2.1 Estrategias de Mitigación

Desde el punto de vista de la ingeniería estructural, un sismo, o la amenaza sísmica de una región no se puede caracterizar con una magnitud escalar como la escala Richter o la intensidad espectral. Las propiedades dinámicas de una estructura, frecuentemente pueden concentrarse en sistemas de 1 grado de libertad, con un período natural y amortiguamiento definido. Entonces, el espectro de diseño correspondiente a la ubicación de la estructura determinará los desplazamientos, velocidades y aceleraciones máximas que puede llegar a sufrir, que serán distintos a los que sufra una estructura con período natural diferente. Cuando se proyecta dicha estructura, se verifica que estos valores no comprometan su integridad estructural. Existen razones estructurales y relacionadas al confort y a los objetivos funcionales, por las cuales podemos pensar en mitigar particularmente las velocidades, las aceleraciones o los desplazamientos

máximos. Podemos pensar en modificar el período natural de la estructura para alejarlo de una zona crítica. Si bien este período de una estructura no suele ser una variable ajustable en la ingeniería civil, supongamos que pudiera modificarse. De esta manera, por ejemplo, disminuyendo el período natural, haciendo más rígida la unión con el suelo bajaríamos el nivel de desplazamientos y velocidades, pero podrían tener lugar las mayores aceleraciones como indicadas en la meseta de los espectros de diseño de la **Figura 1.4**. Entonces, si el lugar va a estar ocupado por equipos y sistemas delicados (hospitales y laboratorios) o se trata de edificaciones deterioradas y frágiles las aceleraciones también deben ser mitigadas, por lo que en general, los períodos dentro de esta zona del espectro deben ser evitados [Kelly 2001].

Se puede proceder, al contrario, elevando el período natural con lo que se alejaría la estructura de la zona de grandes aceleraciones. Una estructura así registraría grandes desplazamientos aún con pequeñas solicitaciones. Esta solución es la base de las estrategias de aislamiento sísmico, de desarrollo relativamente moderno. Si el período de la estructura está en la región de máximos desplazamientos habrá que verificar que, al producirse los mismos no se ocurran choques con otras edificaciones ni desencajamientos estructurales [Baratta 2004, Kelly 2001].

Supongamos que no se pudieran modificar fácilmente las características dinámicas de una estructura. En estos casos la amenaza sísmica puede mitigarse incrementando el amortiguamiento, que constituye otra de las estrategias para la mitigación de las oscilaciones sísmicas [Kelly 2001b]

1.2.1.1 Concepto de “Ductilidad” en las estructuras

El amortiguamiento, o capacidad de disipar energía al deformar una estructura, puede ser incorporado intencionalmente utilizando tecnologías adecuadas. Una de las primeras formas en las que se concibió que las estructuras pudieran mitigar los efectos dinámicos es admitiendo la deformación inelástica en alguno de sus miembros. La idea es que los elementos que deforman plásticamente no transfieren cargas mucho mayores que su fluencia, disminuyéndose entonces los niveles de fuerza sobre la estructura. Ahora el criterio de diseño pasa a ser el de verificar que los niveles de deformación alcanzados por la estructura que se deforma plásticamente, no impliquen el colapso al alcanzarse configuraciones inestables, o bien que la excesiva deformación deje inutilizables las

construcciones. Un criterio de diseño puede ser entonces evaluar el grado de ductilidad demandado por el sismo, y con esto dimensionar los elementos donde se localizaría la deformación plástica de manera de minimizar el riesgo de colapso estructural y poder proveer fácil reemplazo de estos elementos [Palazzo 2006] pudiendo ser necesaria una fuerza externa para la restitución de las deformaciones permanentes. Otra alternativa es determinar, fijado un grado de ductilidad, la fuerza de fluencia necesaria para que la estructura se deforme de manera prefijada [Chopra 2003, Ghosh 2004].

1.2.1.2 Aislamiento

El aislamiento consiste en desconectar en un plano la estructura del suelo. Idealmente dispondríamos de una casa flotante. En la práctica, se logra elevar el período hasta entre 3 o 4 segundos ubicando a la estructura en la zona de bajas aceleraciones, pero posiblemente de grandes desplazamientos. La implementación se realiza *apoyando* a la estructura sobre un plano que presenta baja rigidez al corte, pero que soporta las cargas verticales de compresión. Si bien la idea no es nueva (las primeras patentes datan de fines del siglo XIX, y las primeras implementaciones se realizaron a principios del siglo XX en el Hotel Imperial, Japón), los métodos de aislamiento toman relevancia tecnológica en la década del 70, con los soportes de plomo y goma (Lead Rubber Bearings-LRB), que luego evolucionaron al uso de elastómeros de alto amortiguamiento (HDR). Otro tipo de diseños incluyen el uso de superficies deslizantes con bajo coeficiente de fricción (de 10 a 15 %), en general de Teflón (PTFE), que proveen disipación por rozamiento. Ambas tecnologías generan una histéresis en las curvas de fuerzas laterales vs. desplazamiento como se muestra en la **Figura 1.5**, obteniéndose amortiguamientos de hasta un 15 %. Con este comportamiento se logran configuraciones rígidas para cargas bajas (viento, pequeños sismos) y flexibilidad y disipación ante la aparición de un sismo importante.

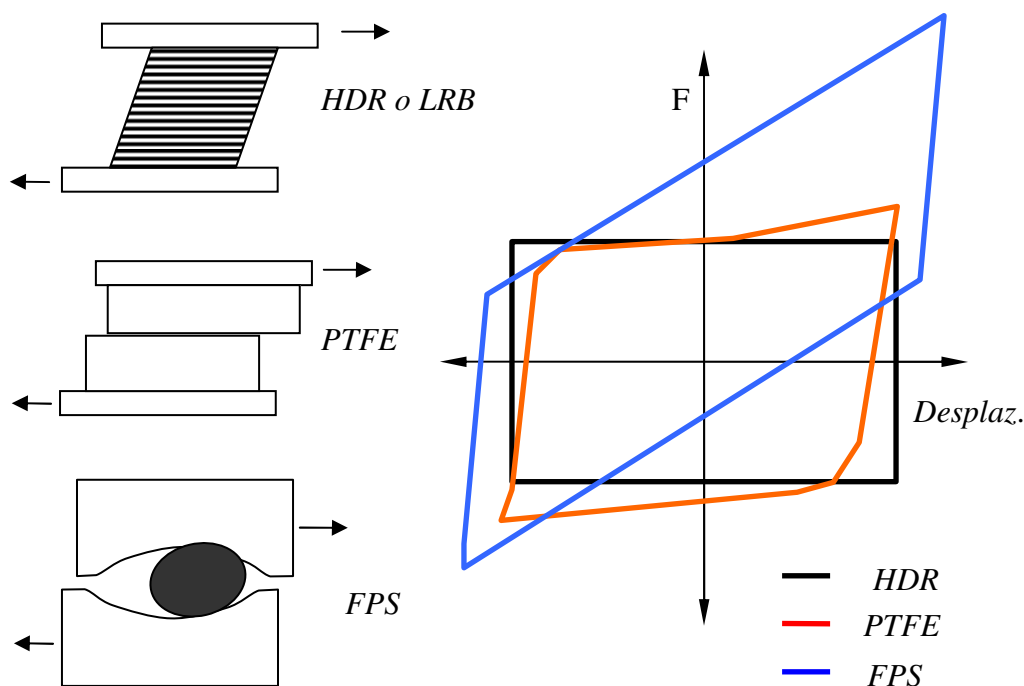


Figura 1.5. Tecnologías existentes para sistemas de aislamiento sísmico. A la derecha se grafica el comportamiento mecánico correspondiente a cada una.

Los aisladores con elastómeros no poseen capacidad de soportar las cargas verticales de tracción, que se presentan cuando el plano de aislamiento debe equilibrar un momento demasiado grande como sugiere el esquema de la **Figura 1.6**. Los dispositivos deslizantes de teflón presentan un aspecto desventajoso ya que necesitan una fuerza mayor para comenzar a deslizarse que para mantenerse deslizando (rozamiento estático vs. dinámico), lo que provocaría comportamientos inestables. Ambas clases de aislamiento carecen de fuerzas de recentrado, por lo que transcurrido un sismo la estructura puede terminar en una posición diferente, precisándose luego de sistemas externos para su reposicionamiento. La conveniencia de contar con la posibilidad de recentrado no era tomada en cuenta en los diseños de entonces y tampoco en las incipientes normas para la construcción [Nelly 2001]. Recién en la década del 80 se patentaron e implementaron los péndulos de fricción (FPS) esquematizados en las **Figuras 1.5** y **1.7**, que se basan en el deslizamiento relativo de dos superficies esféricas y cóncavas que presionan un elemento esférico en su interior. La capacidad restitutiva dependerá de la geometría de las superficies y de la presión que se ejerza sobre el bloque deslizante intermedio. Estos dispositivos parecen presentar todas las ventajas de las tecnologías anteriores. No obstante

resultan costosos, además la fricción en el deslizamiento no garantiza una capacidad total de restitución.

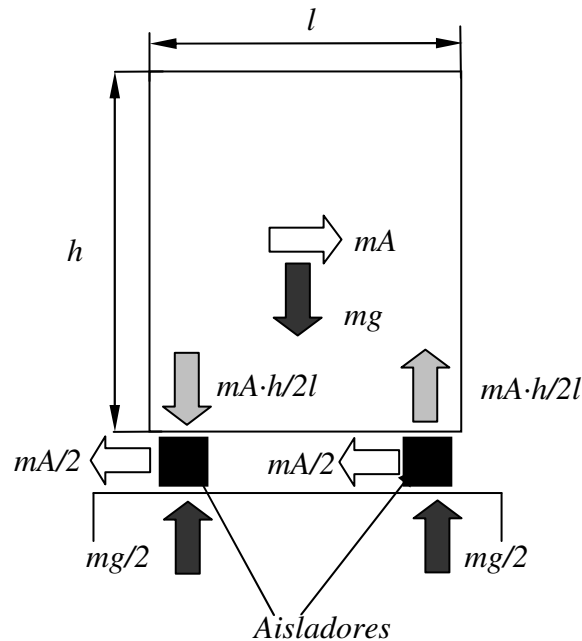


Figura 1.6. Fuerzas a considerar en un problema de aislamiento.

El diseño del sistema debe ser tal que una vez introducidos los aisladores, el centro de masa coincida con el centro de rigidez, para evitar movimientos torsionales. Las fuerzas a considerar se esquematizan en la **Figura 1.6**. Cuando se evalúan soluciones de aislamiento se debe tener en cuenta en primer lugar el período natural de la estructura. Si éstas ya poseen un período alto, mayor a los 2 s, no solo no se logran muchos beneficios, sino que también se pueden generar acoplamientos entre los movimientos del sistema y de la estructura (edificios de más de 10 pisos en general no se aíslan). También se deben considerar las limitaciones a los posibles grandes desplazamientos que se pueden producir. Los códigos hablan de prever por lo menos desplazamientos de 3 veces los valores de diseño, lo que rondaría cerca de 1 m. Este desplazamiento puede reducirse incorporando amortiguamiento extra y en lo posible el sistema debe poseer capacidad de restitución. Este punto es relevante a la hora de evaluar la superelasticidad en *AMF*, que desarrollaremos adelante. A modo ilustrativo se incluyen en las **Figuras 1.7** y **1.8** imágenes

correspondientes a proyectos de gran envergadura en Turquía e Italia, dos países con gran desarrollo en estas tecnologías.

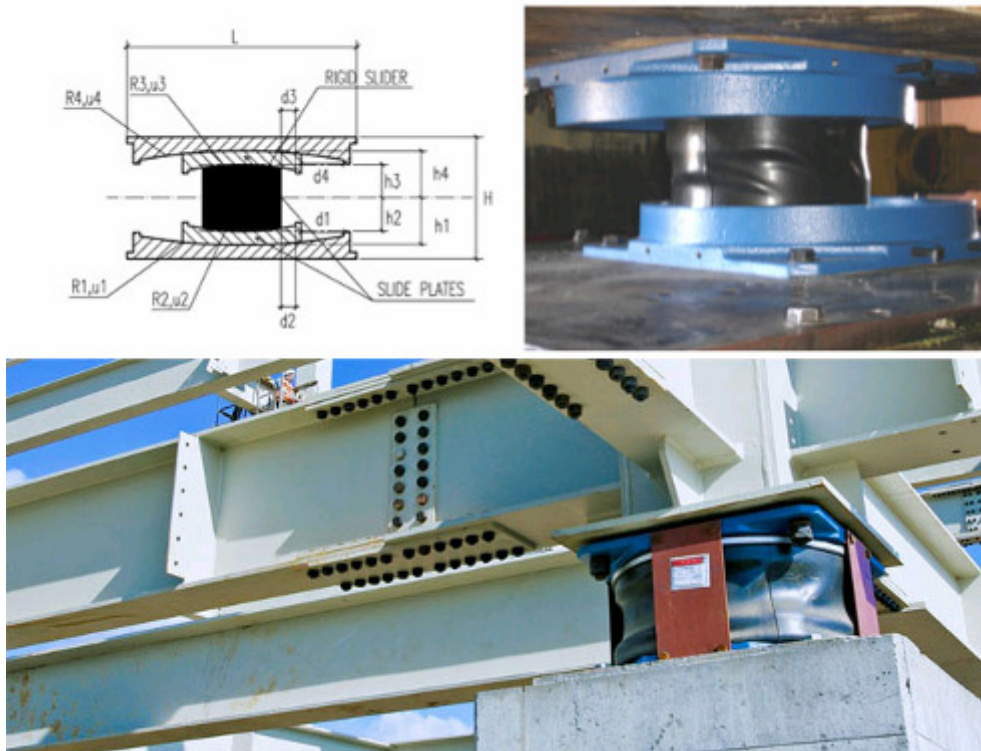


Figura 1.7 Aislamiento con Péndulos de Fricción (FPS) en Terminal Internacional de Arub, Turquía [Martelli 2006].

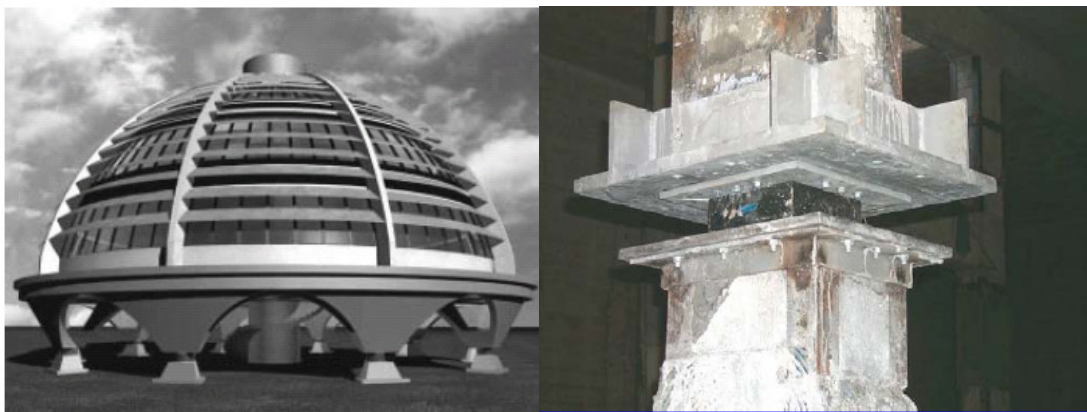


Figura 1.8 Aislamiento sísmico. Ejemplo de aplicación en el Centro de Emergencias en Foligno, Italia. Se utilizaron 10 apoyos con elastómeros de alto amortiguamiento (HDR) de 1 m de diámetro [Parducci 2005]

1.2.1.3 Amortiguamiento

En general los espectros de diseño correspondiente a un sismo o a la caracterización sísmica de una zona se hace referido a un nivel de amortiguamiento. La referencia es la fracción de amortiguamiento crítico, que es un concepto derivado de considerar a la estructura bajo estudio como lineal, y que presenta amortiguamiento viscoso. Entonces, la fracción de amortiguamiento crítico en un sistema lineal se evalúa como:

$$\xi = \frac{c}{2\sqrt{km}} \quad (1.3)$$

donde m y k son la masa y la rigidez representativas del sistema linearizado bajo estudio respectivamente y c es el coeficiente de amortiguamiento viscoso. Cuando $\xi \geq 1$ se tiene un sistema totalmente amortiguado, que no oscilará. Cuando una estructura se modela con varios grados de libertad, entonces k , m , c y ξ pasan a ser las propiedades asociadas a cada modo de oscilación. El efecto que tiene un incremento del valor de ξ es el descenso de las aceleraciones alcanzadas en todo el espectro de períodos naturales, de manera que una estrategia de mitigación del daño puede basarse en incrementar el nivel general de amortiguamiento en una estructura [Kelly 2001b]

Así evaluado, el amortiguamiento es una propiedad de los sistemas lineales viscosos. Pero en general todos los materiales poseen capacidad de disipar energía cuando se los deforma dinámicamente, para lo cual puede definirse un parámetro denominado *amortiguamiento viscoso equivalente* ξ_{eq} [Timoshenko 1972, Dolce 2000] con el que se caracteriza la capacidad de disipación de energía de materiales o sistemas amortiguadores de naturaleza no viscosa, como son los dispositivos de fricción o los miembros de fluencia controlada:

$$\xi_{eq} = \frac{\Delta W}{4\pi W} \quad (1.4)$$

En la evaluación de este parámetro se tienen en cuenta la cantidad de energía disipada durante un ciclo de oscilación ΔW y la máxima energía elástica almacenada en el material W que se corresponden con las áreas esquematizadas en los diagramas fuerza vs. desplazamiento de la **Figura 1.9 b** asociados al sistema lineal de 1 grado de libertad de la **Figura 1.9 a**. Estas cantidades pueden determinarse de las características dinámicas

constitutivas de cualquier sistema de amortiguamiento mecánico, como por ejemplo una barra metálica como la de la **Figura 1.9 c** que se fatiga en el rango plástico como se esquematiza en la **Figura 1.9 d**.

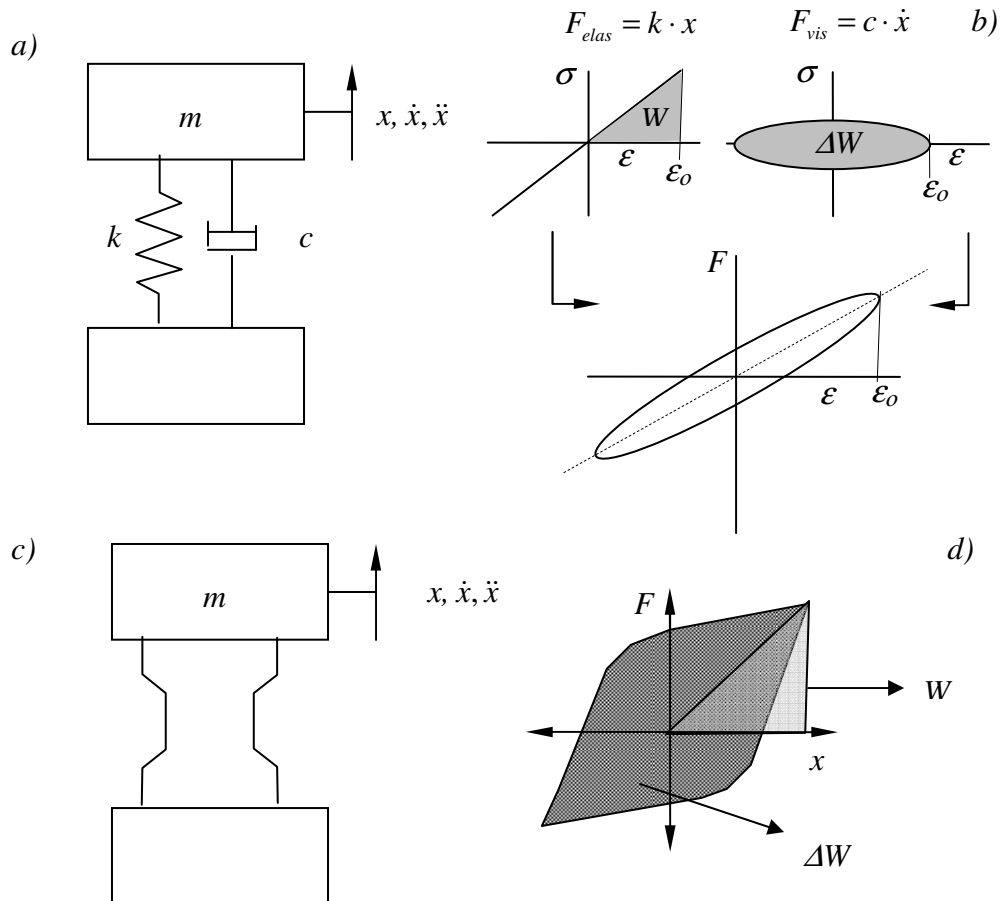


Figura 1.9 *a)* Representación de un sistema lineal viscoelástico y *b)* determinación de las cantidades de energía disipada ΔW y máxima energía elástica almacenada W en un ciclo. En *c)* se representa un sistema que disipa con la histéresis derivada de la deformación en régimen plástico de un metal para la cual también pueden evaluarse las cantidades ΔW y W como se muestra en el diagrama F vs x en *d)*

Las frecuencias involucradas en problemas sísmicos raramente superan los 10 Hz. Cuando las solicitaciones tienen otros orígenes (vibraciones mecánicas, ruido, etc.) y se habla de materiales con capacidad intrínseca de amortiguamiento más que de sistemas amortiguadores, el parámetro que se utiliza es el factor de pérdida η definido por:

$$\eta = \frac{\Delta W}{2\pi W} \quad (1.5)$$

Este factor es utilizado, típicamente, para comparar capacidades globales de elastómeros, espumas y materiales compuestos [Asbhy 2005]. Este factor equivale al ángulo ϕ de fase que separa a la onda de tensión cuando el material se excita senoidalmente con una onda de deformación [Nowick 1972]. Finalmente, se define también el amortiguamiento específico o *SDC* por *specific damping capacity* en inglés como el cociente entre las cantidades ΔW y W :

$$SDC = \frac{\Delta W}{W} \quad (1.6)$$

Una vez definidos estos conceptos, sobre los cuales volveremos más adelante en este Capítulo y a lo largo de la tesis, y regresando a la revisión de las tecnologías utilizadas en ingeniería sismorresistente, entre los sistemas para incrementar el amortiguamiento están los que aportan comportamiento de histéresis por deformación plástica, como las ya citadas barras de pandeo restringido [Palazzo 2006] o los amortiguadores con flexión de barras de acero [Dolce 2005]. También puede proveerse disipación utilizando dispositivos de fricción coulombiana [Bhaskararao 2006]. Según la definición de ΔW y W , el nivel de amortiguamiento dependerá de la amplitud de oscilación. Los valores típicos que pueden lograrse con este tipo de sistemas están en 0,1 – 0,15 [Kelly 2001b]. El principal problema asociado a este tipo de dispositivos es que para poder aprovechar su capacidad disipativa los mismos deben soportar fuerzas del orden de las de la estructura. Esto implica obtener estructuras más rígidas con el consecuente aumento de los esfuerzos cortantes debido a las mayores aceleraciones que se obtendrían.

Los dispositivos de amortiguamiento viscoso, similares a los utilizados en automóviles, solucionan en parte este inconveniente. En este caso, la fuerza que ejercen es proporcional a la velocidad y por lo tanto está desfasada del movimiento de la estructura. Entonces, en principio, la incorporación de amortiguadores viscosos no tendría que provocar cambios en la rigidez de la estructura. Esto permitiría aumentar el amortiguamiento indefinidamente, mejorando la respuesta dinámica. En la práctica puede surgir acoplamiento entre las fuerzas del amortiguador y de la estructura cuando se incrementa mucho el amortiguamiento. Otro de los inconvenientes asociados a esta

tecnología es el costo que crece rápidamente con el tamaño de los amortiguadores [Tylor 2010]. Se incluyen imágenes ilustrativas de los mismos en las **Figuras 1.10a y b**, donde puede apreciarse el tamaño de los dispositivos utilizados.

Finalmente, mencionamos los amortiguadores viscoelásticos. Su implementación se basa en el desarrollo de materiales poliméricos resistentes al deterioro ambiental. Estos materiales poliméricos presentan una fuerza proporcional a la deformación, y en paralelo también una fuerza proporcional a la velocidad y están siendo implementados a nivel experimental en edificios de tamaño relativamente pequeño [Antonucci 2001]



Figura 1.10. Amortiguadores hidráulicos fabricados por la firma Tylor Devices Inc. [Tylor 2010]

1.3 Amortiguamiento con Aleaciones con Memoria de Forma

El caso de las *AMF* deformada en el rango superelástico es asimilable al amortiguamiento implícito en la histéresis por deformación plástica descrito más arriba, pero presentan las ventajas ya mencionadas de autocentrado. Para su caracterización, en la **Figura 1.11** se indica la energía disipada en un ciclo ΔW . Respecto a la cantidad W , vale aclarar que no existe un consenso general de cómo definirla. Si se extrapola la definición de máxima energía elástica almacenada en el material, el valor de W debería estar dado por el área bajo la curva de retransformación, que corresponde a la energía que devuelve la *AMF* en un ciclo superelástico completo. Pero suponiendo que las tensiones de retransformación sean pequeñas (esto sucede para bajas temperaturas) los valores de ξ_{eq} o de *SDC* empezarían a crecer perdiendo relación con la capacidad de amortiguamiento.

Algunos autores [Van Humbeck 2003] consideran a W como el máximo trabajo de deformación en medio ciclo que es el área bajo la curva de transformación como se ilustra en la **Figura 1.11**. En otros trabajos se incluye a W como un promedio entre los dos criterios [Piedboeuf, 1998] o también se la define como una energía máxima de deformación, asociada a la máxima amplitud de oscilación y a la rigidez secante [Dolce 2000]

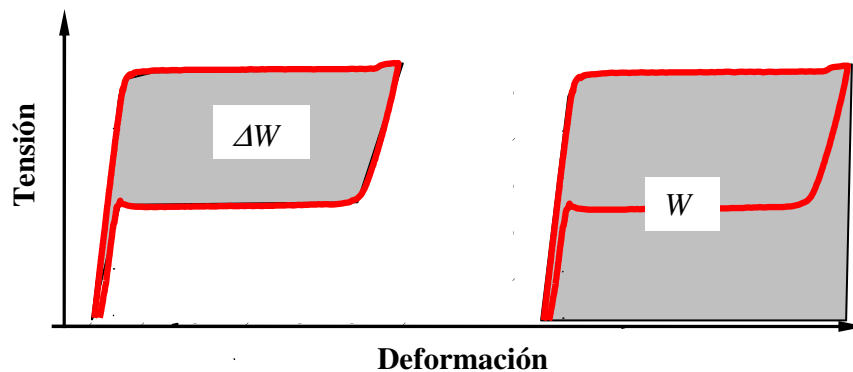


Figura 1.11 Definición de parámetros para evaluar la capacidad disipativa en un ciclo superelástico: ΔW = energía disipada, W = máxima energía almacenada

Si bien existen aplicaciones en las cuales se utilizan barras de *AMF* sometidas a torsión, o placas sometidas a flexión [Van Humbeck 2003, Dolce 2005b], la manera más eficiente de utilizar las *AMF* como mecanismo amortiguador por superelasticidad es en la forma de alambres tensionados [Torra 2009]. Como antecedente en la aplicación de estos materiales pueden citarse entre los más importantes los proyectos europeos MANSIDE (Memory Alloys for New Seismic Isolation and Energy Dissipators Devices) e ISTECH (Improvement of Stability of Cultural Heritage) [Castellano 2000], cuyos resultados se plasmaron en el desarrollo e implementación de dispositivos de *AMF* (casi exclusivamente de NiTi) en varias construcciones de valor cultural e histórico situadas en zonas sísmicas del continente europeo. En la **Figura 1.12** se muestra la implementación de amortiguadores de NiTi en la unión entre el techo y una de las paredes de la catedral de *San Foligno* en Italia [Castellano 2001]. También en el marco de estos proyectos de investigación se realizaron numerosos experimentos en modelos de estructuras de varios pisos a escala real sobre mesas vibrantes, implementando diseños basados en el uso de alambres de NiTi superelástico de 1,2 mm de diámetro mediante los cuales se explota la capacidad de recentrado. Uno de los dispositivos diseñados [Dolce 2001, Dolce 2001b] fue

capaz de entregar una fuerza de recentrado mínima de 150 kN. Dicha fuerza resulta más que importante si se la compara con los 400 kN necesarios para alcanzar la máxima carrera (180 mm). Una imagen del dispositivo se reproduce en la **Figura 1.13**. Finalmente, se pueden citar los esfuerzos por implementar de manera eficiente dispositivos de NiTi en puentes viales. En este sentido, *Des Roches et al* han trabajado tanto experimental como numéricamente logrando resultados prometedores [Johnson 2008].



Figura 1.12. Implementación de Amortiguadores de NiTi entre el techo y una de las paredes de la catedral de San Foligno, Italia, en el marco del Proyecto ISTECH [Castellano 2001]



Figura 1.13. Dispositivo de Disipación y Recentrado desarrollado en el marco del proyecto MANSIDE. Posee una deformación máxima de 180 mm, y desarrolla una Fuerza máxima de 400 kN [Dolce 2001]

En estos antecedentes así como otros encontrados en la literatura, las conclusiones demuestran el potencial de aplicación de las AMF y en particular de aleaciones de NiTi para el diseño de sistemas de control estructural pasivo. Sin embargo, se trata de materiales relativamente nuevos, con comportamientos complejos y la caracterización de sus propiedades mecánicas y funcionales continúan siendo materia de investigación básica. Por otro lado, la implementación eficiente de la superelasticidad representa problemas que van más allá de la ciencia e ingeniería de materiales.

1.4 Objetivos de la Tesis

En esta tesis se realizó una caracterización extensa del efecto superelástico en alambres de NiTi y las propiedades disipativas asociadas en un amplio rango de condiciones de trabajo. Se trabajó en el desarrollo de un modelo termomecánico 1-D con el que se intenta reproducir la dependencia de las curvas σ - ϵ con la velocidad de ciclado y demás condiciones externas asociadas a aspectos de transferencia térmica de la muestra con el medio de manera de contar con un modelo general para el comportamiento superelástico. Finalmente, se pretenden utilizar los resultados anteriores al desarrollo de aplicaciones concretas de alambres de NiTi como disipadores de energía.

1.5 Organización del Trabajo:

El trabajo está dividido en cuatro partes, compuestas individualmente por un cierto número de capítulos. A continuación se hace una breve descripción del contenido de manera de orientar y facilitar la lectura de los mismos:

Parte I: Introductoria en todos los aspectos que abarca la tesis, consta de dos capítulos:

En el **2** se describen las características fundamentales de las AMF y se realiza un breve repaso de las transformaciones martensíticas a las que se deben los efectos Superelástico y de Memoria de Forma presentados en este capítulo, describiendo aspectos cristalográficos y termodinámicos.

En el **Capítulo 3** se estudia el efecto que tiene la introducción de elementos superelásticos sobre una estructura sometida a cargas periódicas en su respuesta en

frecuencia, constituyendo una clase particular de oscilador no lineal. El objetivo es estudiar las características dinámicas de este tipo de oscilador mecánico y delinear las bases de un método analítico que permita la selección óptima de elementos superelásticos dado un determinado problema de cargas dinámicas.

Parte II: Es la etapa experimental del trabajo, donde se caracterizó el efecto superelástico bajo diferentes condiciones de ciclado mecánico. Consta de tres Capítulos:

En el **Capítulo 4** se estudiaron las propiedades que presentan los ciclos superelásticos en alambres de NiTi. Se evaluó su estabilidad en función del número de ciclos, y la dependencia de las propiedades disipativas y de la deformación residual en función tanto de la amplitud de deformación aplicada como de la velocidad de ciclado. Estos experimentos arrojan una fuerte dependencia de las curvas σ - ε con las condiciones del ciclado asociadas al acoplamiento entre la respuesta mecánica y los efectos térmicos inducidos por la transformación.

En el **Capítulo 5** se describen los experimentos realizados para estudiar las propiedades de fatiga estructural en alambres de NiTi de diámetro 2,46 mm. Si bien el objetivo principal del capítulo era determinar una curva del tipo S-N, se obtienen de los resultados conclusiones acerca del ciclado de entrenamiento previo. También se observó la superficie de fractura por microscopía de barrido.

En el **Capítulo 6** se introdujeron extensómetros en varios experimentos para estudiar los mecanismos de deformación subyacentes en el ciclado superelástico. Se reportan inhomogeneidades en la deformación total y se las vincula con la existencia de frentes donde se localiza la transformación. Se midió la diferencia entre la tensión de nucleación y la tensión de propagación correspondientes a la primera interfaz.

Parte III: Se incluyeron los trabajos de elaboración de modelos y simulaciones numéricas. Consta de tres capítulos:

En el **Capítulo 7**, se aporta un argumento geométrico para la localización de la transformación, evaluando el campo de tensiones que existe en torno a una interfaz austenita /martensita. Con un modelo elastoplástico y una geometría 2-D axisimétrica se evalúa la forma del frente de transformación y las tensiones residuales tras el paso del mismo.

En el **Capítulo 8** se evalúan numéricamente los efectos térmicos asociados al calor latente de transformación considerando cinéticas de transformación localizada en una y dos interfaces y también se considera transformación homogénea. Para esto se utilizó un método explícito de diferencias finitas.

En el **Capítulo 9** se acopla al esquema de cálculo del capítulo anterior un modelo simple de comportamiento superelástico con el objetivo de reproducir las curvas σ - ε bajo diferentes condiciones, considerando el acoplamiento termomecánico. Se formulan criterios de nucleación de nuevos frentes de transformación o de propagación de frentes ya existentes, basados en resultados experimentales del **Capítulo 5**, y en el análisis numérico del **Capítulo 7**. En la parte final se introduce al modelo la capacidad de reproducir la evolución de las propiedades con el ciclado.

Parte IV: En esta etapa final se resume lo desarrollado en cuanto a aplicaciones prácticas de la superelasticidad en alambres de NiTi, en cuatro capítulos finales:

En el **Capítulo 10** se muestran los ensayos de respuesta dinámica de un pórtico flexible al que se le implementaron tensores de NiTi. Los ensayos se realizaron con mesas vibratorias instaladas en laboratorios de INVAP SE y del IMERIS (UNCuyo).

En el **Capítulo 11** se completa el estudio sobre el pórtico flexible con simulaciones de los ensayos del **Capítulo 10**.

La aplicación del **Capítulo 12** involucra pequeñas amplitudes. Se trata de la mitigación de las oscilaciones sobre un cable metálico de una facilidad emplazada en el laboratorio ELSA (Ispra, Italia) que emula la estructura de un puente colgante por medio de un alambre de NiTi de 4 m de longitud. Con datos experimentales disponibles se realizó una evaluación de la energía disipada por el material.

En el **Capítulo 13** se desarrolla el concepto, la fabricación y los ensayos de caracterización de un dispositivo de doble efecto con el que se puede explotar la capacidad de recentrado de los alambres de NiTi y compensar los efectos de la deformación residual que se acumulan durante el ciclado.

2 Aleaciones con Memoria de Forma Base NiTi: Propiedades Físicas y Aspectos Termodinámicos.

2.1 Aspectos Generales de las Aleaciones con Memoria de Forma y de la Transformación Martensítica

Como se mencionó en el **Capítulo 1**, las Aleaciones con Memoria de Forma (AMF) presentan comportamientos particulares en el espacio $\sigma - \varepsilon - T$. El concepto subyacente a estos comportamientos es la existencia de una transformación martensítica, de naturaleza displasiva en contraposición a las transformaciones difusivas [Cahn 1995]. Las fases involucradas se denominan *austenita* (A), que corresponde a la fase de alta temperatura, y *martensita* (M), que es la fase que se puede obtener por enfriamiento o por tensiones aplicadas. Este tipo de transformaciones está presente en muchas aleaciones, y es quizás mas conocida como mecanismo de endurecimiento para los aceros al carbono. En la **Figura 1.1** del **Capítulo 1** se definieron las temperaturas M_s y M_f que denotan las temperaturas de comienzo y final de la transformación de austenita a martensita, respectivamente, y las temperaturas A_s y A_f que se refieren al comienzo y final de la transformación inversa [Duerig, 1990]. El uso de esta terminología constituye una extensión de la utilizada en el campo de los aceros. Las transformaciones martensíticas se clasifican en termoelásticas y no termoelásticas [Funakubo 1984]. En las no termoelásticas, exhibidas por aceros y otras aleaciones base Fe, los cristales de martensita nuclean y crecen muy rápidamente (*burst transformation* en inglés) y luego las interfaces quedan ancladas. La fracción en volumen de martensita aumenta progresivamente al disminuir la temperatura en el intervalo M_s a M_f . En el calentamiento, la fase austenítica crece a partir de la nucleación de nuevos cristales, que no guardan relación con la red cristalina original. En cambio, en las transformaciones martensíticas termoelásticas, las interfaces de los cristales de martensita que se nuclean resultan móviles, y la transformación puede avanzar o retroceder a partir del crecimiento o reducción de pocos cristales. La transformación termoelástica es reversible desde el punto de vista cristalográfico [Patoor 2006] (no desde el punto de vista termodinámico). Una condición necesaria para que la transformación proceda termoelásticamente es que las deformaciones introducidas por la porción de martensita puedan ser acomodadas elásticamente por el resto del material. El carácter

termoelástico es importante para que tengan lugar los efectos de Memoria de Forma y Superelástico. Las diferencias entre las temperaturas de transformación a martensita y de retransformación a austenita determinan lo que se denomina la histéresis térmica asociada a la transformación. Sin embargo, las diferencias entre las características mencionadas para las transformaciones martensíticas termoelásticas y no termoelásticas determinan que la histéresis sea definida también de manera diferente. En el caso de las transformaciones termoelásticas, idealmente, se puede considerar que la primera porción de material en transformar de austenita a martensita será la última porción en retransformar durante el calentamiento. De esta manera se define la histéresis como la diferencia $A_f - M_s$. En el caso de las transformaciones martensíticas no termoelásticas, la nucleación de la austenita ocurre de manera independiente y es más razonable definir como la histéresis térmica a la diferencia $A_s - M_s$. De manera muy general se puede decir que en las transformaciones termoelásticas asociadas a las *AMF* la histéresis $A_f - M_s$ típicamente va de $10^\circ C$ a $40^\circ C$, mientras que en las transformaciones no termoelásticas en aceros la histéresis $A_s - M_s$ puede ser mayor a los $400^\circ C$ [Honeycombe 1995]. Esta gran histéresis origina que en los aceros al C que han sido templados suela ocurrir el revenido de la martensita antes que la retransformación a austenita durante el calentamiento.

Existen teorías fenomenológicas que pretenden explicar la transformación martensítica termoelástica en base a las observaciones experimentales [p.ej. Wechsler 1953]. Experimentalmente se observa que la interfaz austenita - martensita se corresponde con un plano denominado *plano de hábito*. Este plano es común a ambas fases y por lo tanto no presenta deformaciones, manteniéndose invariante durante la transformación. De esta manera se reduciría la energía asociada a la coexistencia de ambas fases. Sin embargo, estas teorías fenomenológicas consideran mecanismos adicionales de reducción de la energía ya que la estructura cristalográfica de la martensita observada microscópicamente no podría dar lugar a las deformaciones observadas macroscópicamente manteniendo el plano de hábito. Estos mecanismos mantienen invariante la estructura cristalográfica de la martensita pero macroscópicamente pueden describir el campo de deformaciones observado. Estas transformaciones pueden involucrar maclas o deslizamiento de diversos planos cristalográficos, esquematizados en la **Figura 2.1**. Ambos aspectos son típicamente observados en aleaciones con transformaciones de fase martensíticas. Mientras que el maclado implica bordes de baja energía, no solo dentro de la misma placa maclada sino

con placas vecinas, y la posibilidad de una retransformación reversible, el deslizamiento constituye una deformación inelástica cristalográficamente irreversible. De manera que, además de la termoelasticidad, es condición necesaria la predominancia del mecanismo del maclado en el proceso de *autoacomodamiento* de la martensita.

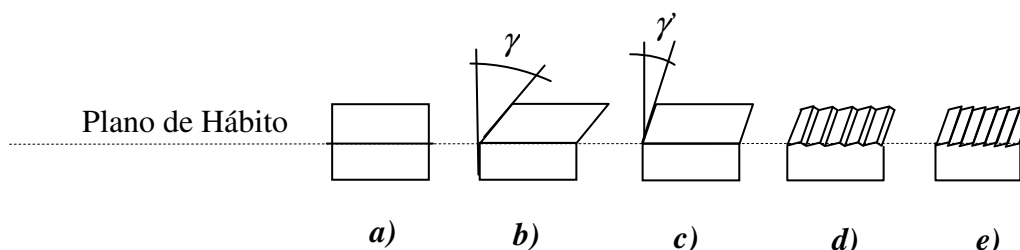


Figura 2.1 Esquema de los mecanismos de transformación martensítica. **a)** Cristal original de austenita, **b)** Distorsión teórica, según observaciones cristalográficas. **c)** Distorsión observada macroscópicamente. Este desacuerdo se salda por mecanismos de maclado (**d**) o deslizamiento (**e**).

La otra condición necesaria restante es el ordenamiento atómico. Las diferentes especies atómicas ocupan posiciones específicas en la red cristalina, que se mantienen después de la transformación y la reorientación de la martensita. En *Otsuka et al* [Otsuka 1977] se plantea que este orden juega un rol importante a la hora de restringir los caminos de retransformación y garantizar la reversibilidad cristalográfica. *Bhattacharya et al* [Bhattacharya 2004] establecen en este sentido, que para que la retransformación sea cristalográficamente reversible es necesario que la estructura de la austenita esté incluida como un caso particular del grupo cristalográfico de la martensita, presentando mayor simetría que este. Este sería el caso de, por ejemplo, un sistema cúbico, que es un subgrupo particular del sistema ortorrómbico o del monoclinico y presenta mayor simetría que éstos. En otro trabajo [Otsuka 2005], se discute la importancia del ordenamiento como un aspecto que desfavorece la deformación plástica por movimiento de dislocaciones, favoreciendo el mecanismo de maclado.

Finalmente, una vez que se describieron los principales aspectos microscópicos de la transformación martensítica en las *AMF*, pueden relacionarse con los cambios que se observan macroscópicamente. Como se observa en la descripción de la **Figura 1.1**, cuando la transformación se induce por temperaturas, no se observan macroscópicamente cambios en la forma original (trayectoria A-B de la citada Figura). Esto es posible porque desde un mismo cristal de austenita pueden crecer distintas variantes de martensita que se

autoacomodan para minimizar el cambio de forma a nivel macroscópico [Patoor 2006]. Tanto los planos de macla como las interfaces entre las mismas son de baja energía y pueden moverse fácilmente. Esto posibilita el demaclado representado por la trayectoria *B-C* de la **Figura 1.1**, donde las variantes se reorientan favoreciendo la deformación en la dirección de la carga. Cuando la transformación es inducida con cargas distintas de cero, la dirección de la misma favorece la aparición de las variantes que resulten en mayores deformaciones. Cuando se trata de monocristales es común observar el crecimiento de 1 ó 2 variantes, y en policristales, dentro de cada grano se verán favorecidas las variantes que maximicen la elongación en la dirección de la carga.

2.2 Aspectos Termodinámicos

Puede demostrarse fácilmente a partir de conceptos termodinámicos [Cahn 1995] que un sistema cuyos estados pueden definirse con las variables presión P y temperatura T , donde coexistan las fases A y M en equilibrio, debe cumplir la denominada relación de Clausius-Clapeyron:

$$\frac{dP}{dT} = \frac{\Delta S^{A-M}}{\Delta V^{A-M}} = \frac{\Delta H^{A-M}}{T \cdot \Delta V^{A-M}} \quad (2.1)$$

Aquí, ΔS^{A-M} es el cambio de entropía y ΔV^{A-M} es el cambio de volumen correspondiente al cambio de fase. El cambio de entalpía, evaluado en el equilibrio como $\Delta H^{A-M} = T \cdot \Delta S^{A-M}$ representa el calor intercambiado a presión constante durante la transformación completa del volumen de material considerado. Mediante esta expresión se determina la relación unívoca entre las presiones hidrostáticas y temperaturas de equilibrio. El concepto puede extenderse cuando en el sistema existe alguna otra forma de intercambiar trabajo más que el trabajo hidrostático $P\Delta V$. Por ejemplo, un alambre de *AMF* al que se le induce la transformación martensítica mediante la aplicación de una fuerza uniaxial F , se deformará extendiéndose una longitud ΔL^{A-M} correspondiente a su plateau de transformación. En este caso, también puede plantearse una relación del tipo Clausius-Clapeyron [Wollants 1993]:

$$\frac{dF}{dT} = -\frac{\Delta S^{F A-M}}{\Delta L^{A-M}} = -\frac{\Delta H^{F A-M}}{T \cdot \Delta L^{A-M}} = -\frac{\Delta H^{A-M} - F \Delta L}{T \cdot \Delta L^{A-M}} \quad (2.2)$$

En esta expresión se redefinen los cambios de entalpía y entropía para el caso de la transformación realizada en un equilibrio definido por P , T y ahora F . Ahora la entalpía de transformación ΔH^{FA-M} difiere de la que se mide cuando la transformación martensítica se induce por temperatura a $F=0$ (referida habitualmente como *transformación espontánea*). Como establece Wollants *et al* [Wollants 1993], cuando la diferencia entre los calores específicos de ambas fases es despreciable puede considerarse a ΔS^{A-M} y a ΔH^{A-M} como independientes de la temperatura. Esto es lo que se observa en medidas calorimétricas [Shaw 2008] sobre *AMF* de *NiTi* y de base *Cu* donde las diferencias registradas no son mayores a los errores experimentales. Una consecuencia de esto es que la ecuación 2.2 correspondería a una constante en el rango de temperaturas considerado, porque la cantidad ΔL^{A-M} solo depende de las relaciones cristalográficas entre las fases. En efecto, experimentalmente se encuentra que el valor de la ecuación 2.2 para las *AMF* resulta una constante, a la que se denomina habitualmente coeficiente o pendiente de Clausius-Clapeyron dF/dT [Isalgue 2008]. Cuando se la expresa en términos de las variables normalizadas fuerza por unidad de área (tensión uniaxial σ) y alargamiento específico (deformación ϵ) se tiene:

$$C_{cc} = \frac{d\sigma}{dT} = -\frac{\Delta S^{FLA-M}}{A_T \cdot L \Delta \epsilon^{A-M}} = -\frac{\Delta s^{FLA-M}}{\Delta \epsilon^{A-M}} = -\frac{\Delta h^{FLA-M}}{T \cdot \Delta \epsilon^{A-M}} \quad (2.3)$$

donde A_T es la sección transversal sobre la que se aplica F . Δh^{A-M} y Δs^{A-M} son los cambios de entalpía y entropía por unidad de volumen. En principio, $\Delta \epsilon^{A-M}$ y en consecuencia C_{cc} dependen de la orientación de los cristales que transforman. En muestras monocristalinas que transforman con una sola interfaz es común reportar los valores de C_{cc} en función de la tensión resuelta sobre el plano de hábito para caracterizar la tensión crítica independientemente de su orientación. Cuando se trata de policristales (p.ej. un alambre de *AMF*), los valores de C_{cc} obtenidos experimentalmente reflejan el promedio sobre todos los granos. En el caso de aleaciones policristalinas de *NiTi* se miden valores de C_{cc} entre 6 y 7 MPa/K, y en aleaciones de base *Cu* de 1 a 2.5 MPa/K.

En la **Figura 2.2a** se muestra el primer ciclo pseudoelástico obtenido a diferentes temperaturas utilizando alambres de *NiTi* de 1,2 mm de diámetro de composición similar a la de los utilizados a lo largo de este trabajo (cada ciclo corresponde a una muestra nueva).

Se observa claramente que las tensiones de transformación y retransformación, σ_{A-M} y σ_{M-A} respectivamente dependen de la temperatura. En la **Figura 2.2b** se representa esquemáticamente la dependencia de la tensión σ_{A-M} con la temperatura. En principio, podemos decir que una dependencia con pendiente similar se obtendría para el caso de la tensión σ_{M-A} (no incluida en la Figura). En la misma Figura se incluyen también los elementos que se consideran para definir lo que suele denominarse como *ventana superelástica*. Esta ventana indica el rango de temperaturas donde sería posible observar el Efecto Superelástico. Tal definición, por demás simplificada, resulta conceptualmente útil sin embargo para entender ciertos comportamientos y es por eso que la describimos brevemente a continuación. El límite inferior de temperaturas estará dado por la temperatura característica A_f . En efecto, sólo por encima de esta temperatura se puede esperar una completa reversión a la fase austenita al retirar la carga, completándose de esta manera el proceso de retransformación y recuperando el material la longitud inicial. Otro elemento a tener en cuenta es la posibilidad de ocurrencia de mecanismos de deformación plástica convencional (movimiento de dislocaciones), los que ocurrirán a una tensión σ_y y cuya dependencia con la temperatura se esquematiza en la misma **Figura 2.2b**. Algunos autores [Duerig 1990] definen una temperatura M_d donde la tensión de transformación σ_{A-M} iguala a σ_y . A partir de esta temperatura, resultaría imposible inducir martensita por tensión (trayectoria J-K de la **Figura 1.1**) pues antes ocurriría deformación plástica. Entonces la *ventana superelástica* estaría determinada por el intervalo $[A_f-M_d]$. Desde el punto de vista de las aplicaciones de las AMF es deseable extender esta ventana lo máximo posible. Este constituye uno de los objetivos más importantes de la metalurgia de las AMF. En el caso de las aleaciones basadas en NiTi, se ha trabajado intensamente en el desarrollo de distintos tratamientos termomecánicos con el fin de aumentar la tensión σ_y .

Vale la pena comentar aquí que la definición anterior de la ventana pseudoelástica fue realizada a partir de consideraciones idealizadas que son difíciles de definir experimentalmente. Lo que se observa, por ejemplo en alambres de NiTi [Olbricht 2008] es que superados ciertos niveles de T comienzan a predominar los mecanismos de deformación irreversibles, disminuyendo el porcentaje de deformación recuperable en la retransformación. Esto sugiere la acción concomitante de transformación y deformación plástica. Sería más adecuado entonces acudir a una definición basada en criterios funcionales realistas más apropiados para cada aplicación en particular. Por ejemplo, en

algunos casos se podría adoptar como criterio un límite máximo para el porcentaje de deformación irreversible luego de un primer ciclo a máxima deformación.

La dependencia de las tensiones de transformación con la temperatura tiene además otra importancia práctica, ya que permite entender los efectos de acoplamiento entre la respuesta mecánica que se obtiene en un ciclo superelástico y los cambios de temperatura que se producen en la AMF debido a la transformación misma (calor latente), a los efectos del intercambio de calor con el ambiente y al trabajo de las fuerzas aplicadas.

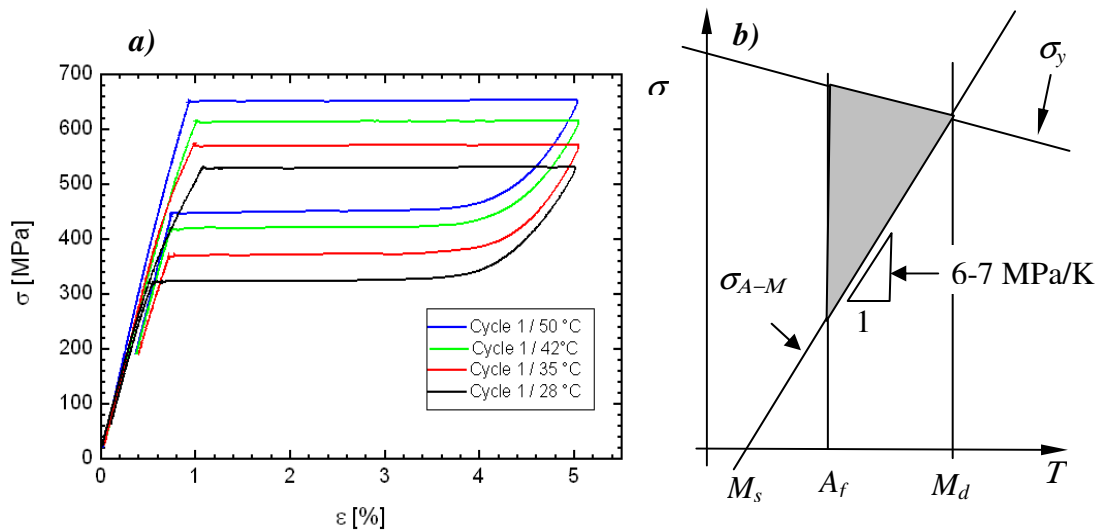


Figura 2.2. *a)* Ejemplo de la dependencia del Efecto Superelástico con la temperatura en alambres de NiTi de 1,4 mm de diámetro. [Yawny 2005]. *b)* Dependencia de la tensión de transformación con la temperatura (Relación de Clausius Clapeyron) y definición de la ventana pseudoelástica en el plano $\sigma - T$

2.3 Aleaciones con Memoria de Forma base NiTi

El efecto de Memoria de Forma fue observado en aleaciones de NiTi en el año 1963, en las instalaciones del laboratorio de la marina americana (Naval Ordnance Laboratories-NOL, lo que dio lugar al acrónimo nitinol para referirse a la aleación) [Buehler, 1963]. Efectos similares habían sido observado anteriormente en otras aleaciones que no despertaron interés tecnológico (Ver **Figura 2.3**). Desde entonces, la mayoría de las aplicaciones que hacen uso de las AMF, ya sea para los efectos de Memoria Simple, Doble o para la Superelasticidad, utilizan aleaciones de NiTi, o compuestas mayormente por estos elementos. Las aleaciones de NiTi alcanzaron una importante relevancia

comercial porque, además de exhibir grandes deformaciones reversibles con los Efectos de Memoria de Forma y Superelástico (del orden del 8-10%), tienen propiedades que las distinguen de las demás *AMF*. Una baja anisotropía elástica redonda en buenas propiedades de fatiga en materiales policristalinos respecto por ejemplo de las *AMF* de base *Cu*. Una buena ductilidad en estado recocido permite alcanzar deformaciones en frío de hasta el 60% [Otsuka 2005] lo que las hace aptas para la utilización en procesos de conformado convencionales para su elaboración (laminado, trefilado, etc.). También resultan resistentes al desgaste, la corrosión y biocompatibles, por lo que su uso es extendido en la fabricación de instrumental quirúrgico y prótesis. Como contrapartida, el elevado costo limita por ahora su uso en otras áreas.

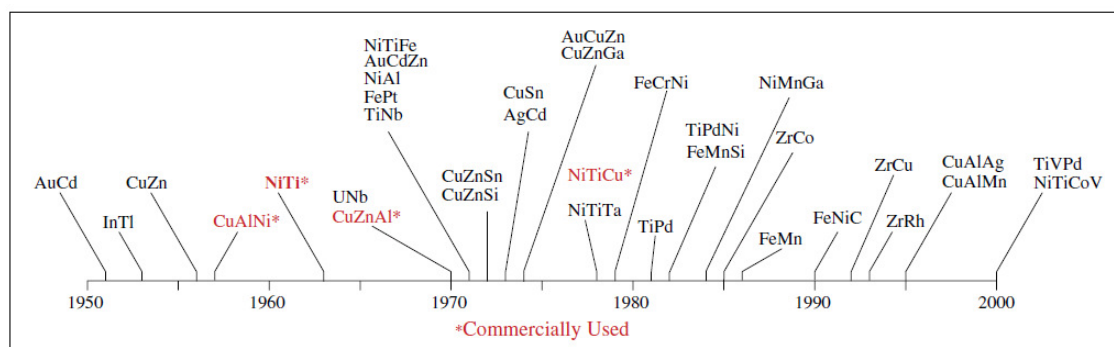


Figura 2.3 Descubrimiento histórico de las distintas *AMF* [Iadicola 2008]

Cuando hablamos de las propiedades del NiTi nos referimos a la fase que tiene lugar en la región señalada en el diagrama de fases de la **Figura 2.4**. Como allí se indica, esta fase tiene un rango de composiciones que se va estrechando a medida que desciende la temperatura. De todas maneras, después de un tratamiento de solubilizado (en general por encima de los 850° C) la fase NiTi puede retenerse metaestablemente a temperaturas cercanas a ambiente mediante enfriamientos rápidos (*temple*) [Otsuka 2005]. Esta fase tiene estructura *B2*, o la correspondiente al *CICs*, que puede interpretarse como dos redes cúbicas intercaladas como se ilustra en la **Figura 2.5a**. Para una composición equiatómica (50% at. Ni-50% at. Ti) el parámetro de red es de 0,30 nm a temperatura ambiente. Esta fase es la que da lugar a la transformación martensítica involucrada en los efectos de Memoria de Forma y Superelástico. La fase martensítica, ilustrada en la **Figura 2.5b** se denomina *B19'*, y es monoclinica con el ángulo no recto de 83° y parámetros de red 0,29,

0,41 y 0,46 nm [Otsuka 2005], correspondiendo un cambio de volumen $\Delta V/V$ de -0.0033 respecto a la fase B2.

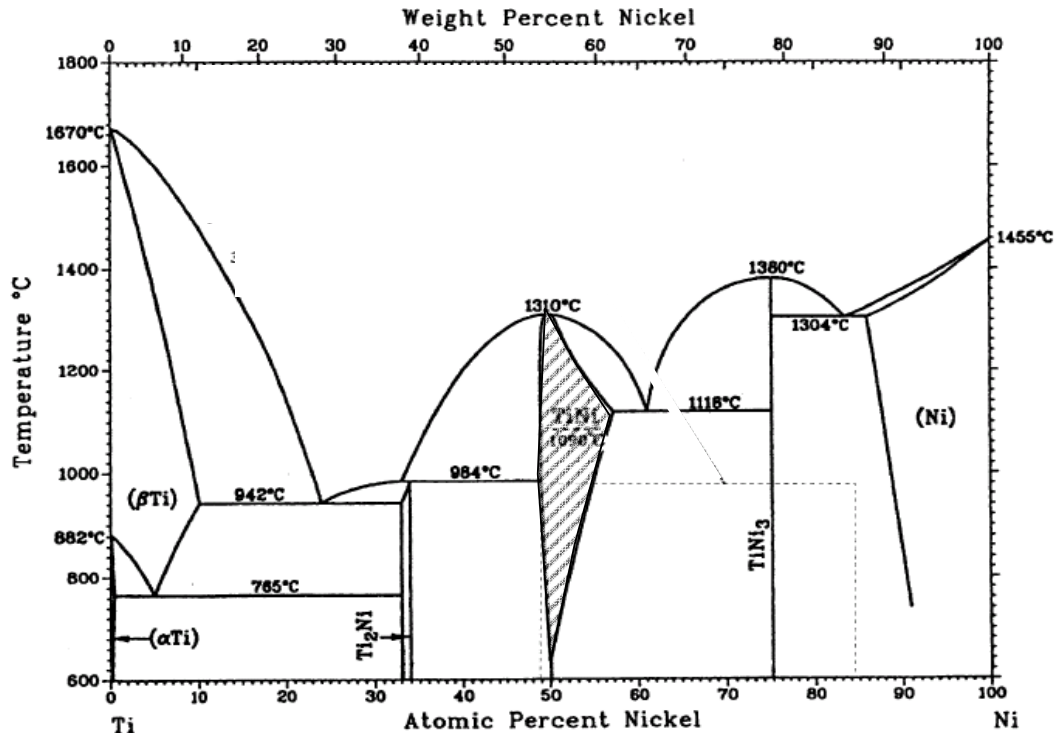


Figura 2.4. Diagrama de fases para las aleaciones de NiTi, elaborado por Massalski [Massalski 1990]

Las temperaturas de inicio y fin de la transformación martensíticas dependen sensiblemente de la composición. Se encuentra que en el rango de composición 50-50,5% at. Ni la temperatura de transformación M_s desciende de 100 a -150° C [Duerig 1990] para el material recocido y templado. Las aleaciones cuya composición se sitúan en el costado rico en titanio poseen valores altos de M_s , se usan para las aplicaciones de los efectos de Memoria de Forma doble o simple, ya que el material se encuentra en fase martensítica a temperatura ambiente. En la jerga de los fabricantes de estos materiales se refieren a ellos como aleaciones de composición adecuados para aplicaciones en dispositivos actuadores (*actuator alloys* en inglés). El hecho de que la curva de solubilidad en el diagrama de fases sea recta en el costado rico en Ti hace que la matriz de NiTi siempre posea la misma composición, y por ende las temperaturas de transformación no muestran mucha dependencia con la composición ni con los tratamientos de envejecido. En

oposición, para las aplicaciones de Superelasticidad los materiales utilizados tienen la composición en el costado rico en Ni (*superelastic o pseudoelastic alloys* en inglés en la jerga comercial). En este caso, pueden inducirse precipitados metaestables de Ti_3Ni_4 mediante la utilización de tratamientos de envejecido adecuados, que luego influyen en las propiedades mecánicas y en las temperaturas de transformación [Otsuka 2005].

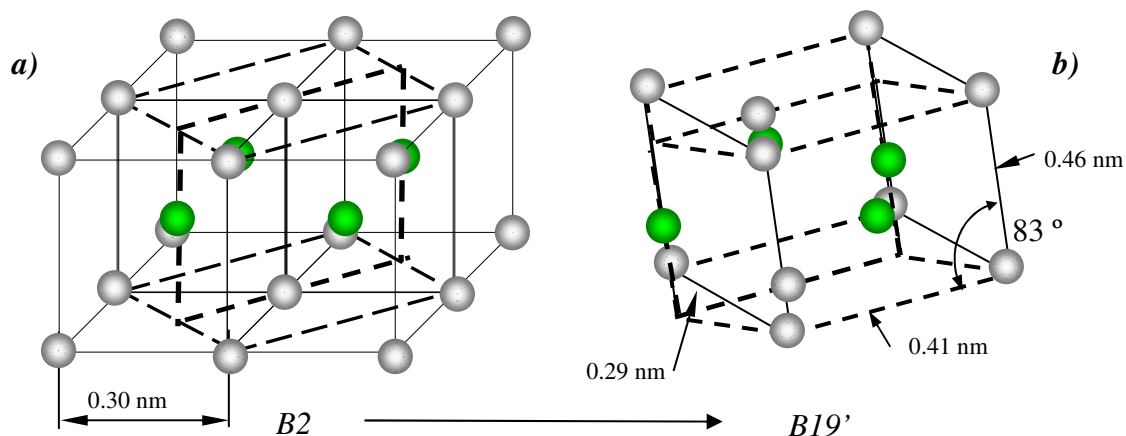


Figura 2.5 Estructuras cristalográficas correspondientes a las fases austenítica, $B2$ en **a)** y martensítica, monoclinica $B19'$ en **b)**, para una composición 50% at. Ni 50 % at. Ti [Otsuka 2005]

Las reacciones de precipitación de la fase metaestable NiTi se estudian con los diagramas de Tiempo, Temperatura, Transformación (diagrama TTT), como el de la **Figura 2.6** obtenido por *Nishida et al* [Nishida 1986] para una aleación 52 % at. Ni. La estequiometría de la fase $Ti_{11}Ni_{14}$ observada para las más bajas temperaturas y cortos tiempos tuvo que ser posteriormente corregida resultando ser la mencionada Ti_3Ni_4 . Además del efecto sobre las temperaturas de transformación, cuando estos precipitados alcanzan cierto tamaño, pueden favorecer la aparición de otra fase martensítica romboidal R , retrasando la aparición de la fase martensítica $B19'$. Esa fase R , intermediaria entre la fase $B2$ y la fase $B19'$, puede ser inducida tanto por enfriamiento como por aplicación de cargas. Las deformaciones máximas asociadas a la transformación $B2 \rightarrow R$ son mucho menores que las que tienen lugar en la transformación $B2 \rightarrow B19'$ (típicamente 1% contra 7%). Las histéresis térmicas y de tensiones involucradas también resultan muy pequeñas

(0,5-1° C, 7-9 MPa). Por eso esta transformación es importante para aplicaciones en actuadores y sensores.

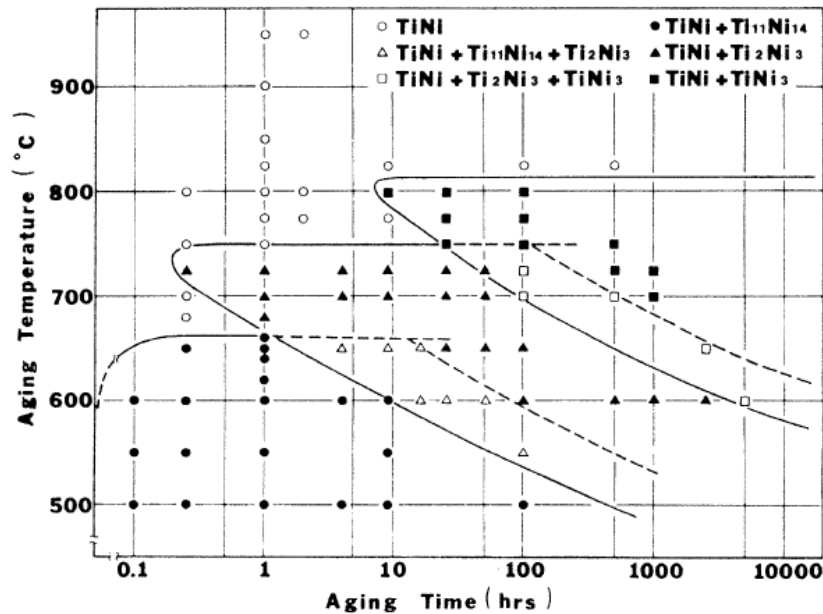


Figura 2.6 Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación del que pueden deducirse los diferentes precipitados que es posible encontrar formando parte de la microestructura del NiTi rico en Ni. (52% at Ni). Extraído de [Nishida 1986]

Un problema que afecta la deformación recuperable en los efectos de Memoria de Forma o Superelástico es que la fase NiTi, obtenida luego de un tratamiento de solubilizado presenta bajas tensiones críticas para la deformación plástica, tanto por movimiento de dislocaciones como por maclado irreversible. Para subsanar este problema se aplican los mecanismos de endurecimiento por trabajado en frío, nucleación de precipitados y refinamiento de tamaño de grano al igual que en otras aleaciones metálicas. Para obtener precipitados de Ti_3Ni_4 con una dispersión fina, se realiza un tratamiento de solubilizado a 850° C durante 1 hora, y luego envejecidos a temperaturas alrededor de 550° C [Ostuka 2005]. Por medio del trabajado en frío, seguido de recocidos, también a unos 550° C, se logra mejorar las propiedades mecánicas con la introducción y organización de dislocaciones en arreglos, pudiendo obtenerse el efecto Superelástico completo a temperaturas de hasta 100° C [Miyazaki 1989].

La búsqueda de tratamientos termomecánicos para optimizar las propiedades mecánicas de las aleaciones es materia de investigación en la metalurgia del NiTi

[DellVile 2010]. Actualmente, las propiedades mecánicas en alambres y cintas comerciales de NiTi Superelástico se consiguen gracias a una microestructura que presenta tamaño de grano del orden de 50-100 nm (**Figura 2.7**). Esto se consigue mediante la aplicación sucesiva de etapas de deformados en frío y recocidos intermedios y una etapa final consistente en una reducción de área de aproximadamente 50% seguida por un recocido a 500° C por algunos minutos. En el caso de alambres o cintas este procedimiento se realiza bajo una pequeña carga aplicada, equivalente a una tensión de unos 50 MPa y a la condición obtenida se la denomina comercialmente como *straight annealed* [Memry 2011]

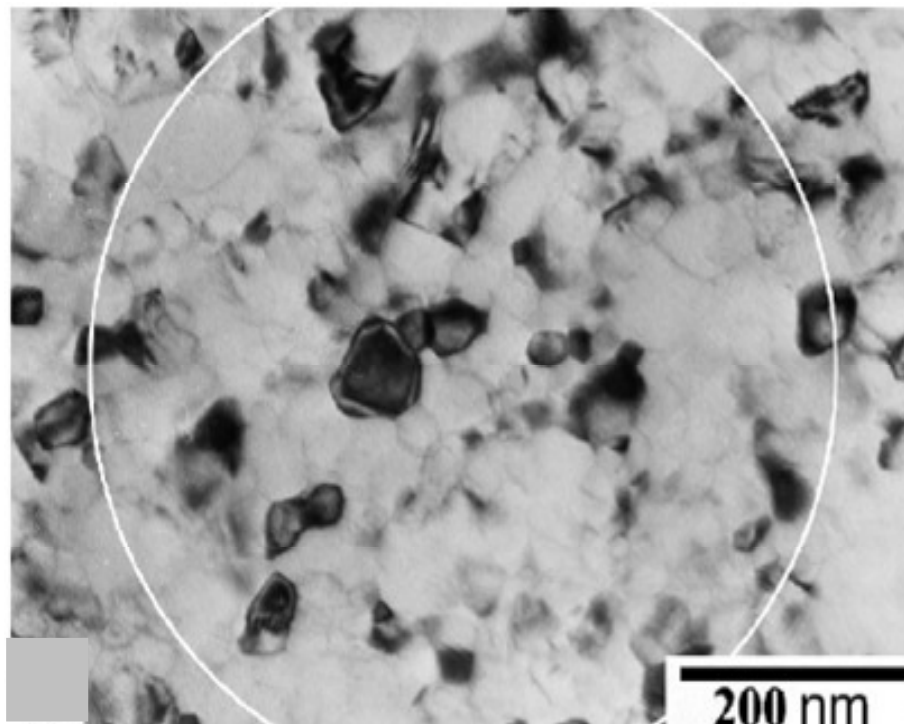


Figura 2.7. Imagen TEM de la microestructura de un alambre comercial de NiTi con tamaño de grano ultrafino, obtenida con tratamiento termomecánico *straight annealed* [Sawaguchi 2003].

2.4 Aleaciones comerciales de NiTi

El NiTi puede adquirirse comercialmente en forma de alambres, barras, cintas, chapas y tubos de diferentes dimensiones. La composición química, determinada con cualquier método de análisis, arroja un rango de temperaturas de transformación

demasiado grande, por lo que resulta inadecuada para la especificación técnica [Memry 2011]. En cambio, hoy se acepta para este fin, la medición de la temperatura A_f en condiciones claramente establecidas de recocido a $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 15 min (*fully annealed*). Una clasificación de las aleaciones en función del rango de A_f es la utilizada por la firma SAES Smart Materials® (SSM, ex Special Metals-USA) [SSM 2008], similar a la provistas por los demás fabricantes:

Shape Memory Alloys: Martensíticas a temperatura ambiente. Con 49,4-49,6% at. de Ni, disponibles en temperaturas A_f entre 90 y 45°C . Utilizadas en aplicaciones donde se requieren cambios de forma con la aplicación de calor por efecto Joule por ejemplo.

Body Temperature: Formuladas para que A_f esté en torno a la temperatura corporal de 37°C . Utilizadas en implantes y dispositivos médicos. Composición 50,2-50,4% at. Ni.

Superelastic: Aptas para aplicaciones del Efecto Superelástico a temperatura ambiente. Disponibles en A_f entre -5 y $-15\text{ }^{\circ}\text{C}$. Composición 50.8% at. Ni.

High Strenght Superelastic: También para utilizar el efecto Superelástico, con mayores tensiones de transformación (o menores temperaturas de transformación). A_f entre -25 y -55°C . Composición aproximada 51 %at. Ni.

Otras aleaciones comerciales de NiTi pueden incluir hasta un 1% at. de Cr, para incrementar las tensiones de transformación, o hasta un 6% at. de Cu, para reducir los anchos de histéresis térmicas y de tensiones.

Las aleaciones pueden adquirirse con diferentes condiciones termomecánicas:

Straight annealed: Es una condición estándar en la cual la aleación es recocida a una temperatura de aproximadamente 500°C durante un tiempo determinado (unos 5 minutos), en estado tensionado. Mediante este proceso se logra uniformizar las propiedades funcionales.

Shape annealed: tratada para que la aleación tome una forma determinada. Se le realiza un tratamiento térmico en baño de sales, con el material vinculado a matrices de acero que lo mantienen con la forma específica. De esta forma se fabrican resortes o instrumental médico por ejemplo.

También pueden adquirirse sin tratamientos térmicos, es decir, trabajadas en frío, pero de esta forma no se garantizan las propiedades funcionales. El fabricante usualmente aconseja los productos con tratamiento final incluido. De este modo se garantiza el comportamiento óptimo del material ya que los mismos se llevan a cabo en condiciones bien controladas.

Otra característica que puede especificarse en las aleaciones de NiTi es la terminación superficial, que puede ser importante en aplicaciones médicas. Debido a la gran reactividad del Ti, la superficie forma rápidamente una capa de óxido. Entonces, dependiendo el tratamiento que se le dé a esta capa de óxido la aleación puede ser:

Hard Black Oxide: Capa de óxido oscura, de unos 80 nm de espesor formada durante el tratamiento térmico en aire.

Cleanable Black Oxide: Capa de óxido oscura, más gruesa que la anterior, y fácil de eliminar con tratamiento correspondiente.

Light Oxide: Capa delgada de óxido, de unos 10 nm de espesor, muy limpia, apta para aplicaciones médicas.

Pickled y Mechanical Polished: La capa de óxido formada durante el tratamiento termomecánico puede ser totalmente removida por ataque químico, o por pulido mecánico, obteniéndose superficies brillantes.

Algunas propiedades que poseen las aleaciones y que no varían demasiado con la composición o con el tratamiento termomecánico son:

Punto de fusión:	1310° C
Densidad:	6450 Kg/m ³
Conductividad térmica en fase austenítica:.....	18 W/m K
Conductividad térmica en fase martensítica:.....	9 W/m K
Resistividad eléctrica.....	50-110 μΩ/cm
Coef. de expansión térmica fase austenítica:.....	1·10 ⁻¹¹ K ⁻¹
Coef. de expansión térmica fase martensítica:.....	6.7·10 ⁻¹¹ K ⁻¹
Resistencia a la corrosión:.....	Excelente

Para este trabajo fueron utilizados alambres comerciales de diferentes diámetros, con composición *superelástica* y condición termomecánica *straight annealed*. Entonces, a temperatura ambiente los alambres están en fase austenítica y es posible realizar ciclos superelásticos completos.

3 Oscilador Mecánico con Elementos Superelásticos

3.1 Motivaciones para un Tratamiento Analítico

En el capítulo introductorio fueron presentados los diferentes parámetros con los que se caracteriza la capacidad disipativa de un material o un sistema amortiguador bajo determinadas condiciones de carga dinámica. En particular, se definió el amortiguamiento viscoso equivalente ξ_{eq} , con el que se puede establecer una correspondencia preliminar entre un comportamiento viscoso lineal y otros mecanismos de disipación de naturaleza diferente (fricción coulombiana, deformación plástica, histéresis superelástica, viscoelasticidad, etc). Si bien este parámetro tiene cierta utilidad para hacer comparaciones iniciales en cuanto a las posibles eficiencias, surge frecuentemente la tendencia de extender erróneamente el concepto. En este sentido, esta identificación suele ser aplicada en análisis lineales de respuestas en frecuencia para solicitaciones periódicas o en el tiempo para solicitaciones generales. Sin embargo, mientras que en los sistemas viscosos lineales, por definición, este valor permanece constante, en el resto puede variar con la frecuencia y la amplitud de la oscilación. Por lo tanto, las comparaciones utilizando este tipo de parámetro son estrictamente válidas para condiciones particulares de movimiento [Kelly 2001].

Entonces, cualquier procedimiento correcto para la evaluación de la respuesta dinámica de estructuras debe incluir las características no lineales introducidas por los diferentes elementos disipativos. En este sentido, es necesaria una caracterización de las estructuras o sistemas bajo análisis con las curvas de fuerza vs. desplazamiento correspondientes. Estas curvas pueden obtenerse experimentalmente [Dolce 2005, Piedboeuf 1998] o bien pueden estimarse a partir de la composición de los comportamientos constitutivos de sus componentes individuales [Des Roches 2002, Saadat 2001].

Una vez caracterizado el comportamiento constitutivo de la estructuras, el análisis dinámico puede hacerse respecto de una sollicitación específica como puede ser un cierto perfil de aceleraciones representativas de la actividad sísmica, cargas de viento, etc. También es habitual realizar la evaluación de la respuesta dinámica de la estructura frente a cargas periódicas con el propósito de evaluar condiciones desfavorables de trabajo.

Con los avances de la capacidad de cálculo de las computadoras en las últimas 2 décadas, el uso de la integración numérica se tiende a imponer como el principal método de análisis, no solo para estructuras sino para sistemas dinámicos en general. Estos métodos se denominan como procedimientos dinámicos no lineales (NDP) y su aplicación es muy recomendable cuando se trata de estructuras complejas e irregulares [Chambers 2002]. Los desafíos actuales se enfocan entonces en mejorar los modelos constitutivos para poder obtener resultados confiables.

Sin embargo, aún quedan razones por las cuales puede resultar de interés un tratamiento analítico, o semianalítico del comportamiento dinámico de sistemas no lineales. Por un lado, los códigos y estándares para construcciones civiles o mecánicas se basaron históricamente en reglas de diseño aplicables a casos generales. Por esto, por ejemplo, sería de interés práctico una expresión analítica para evaluar la respuesta en frecuencia de determinado sistema en función de determinados parámetros. Además, una expresión paramétrica permite establecer criterios de optimización dependiendo de las variables en juego [Masuda 2002]. Por otro lado, los sistemas dinámicos no lineales suelen presentar interesantes aspectos de gran interés teórico. Se pueden mencionar las soluciones inestables, caos, etc., que si bien pueden estudiarse numéricamente [Baratta 2002, Savi 2002] sólo pueden ser explorados de manera comprensiva cuando se someten a un tratamiento analítico.

En este capítulo se analizará el comportamiento dinámico de una estructura con elementos superelásticos, utilizando el método analítico introducido por [Caughey 1960] para sistemas con histéresis mecánica. El propósito es estudiar las características particulares introducidas por la superelasticidad además de sentar las bases de criterios de optimización en el diseño.

3.2 Evaluación de la Respuesta en Estado Estacionario

Siempre es posible representar una estructura relativamente simple como un sistema dinámico de un grado de libertad (1GDL) con una masa m y una rigidez K . La introducción de un miembro con características superelásticas puede ser considerada a través de la acción de una fuerza F_{AMF} que depende de la posición x y la velocidad \dot{x} de la masa m . Sobre el sistema actúa además una fuerza elástica restitutiva representada por la

constante K y consideramos que el sistema está excitado externamente con una fuerza periódica $Q_p(t)$. La dinámica del sistema puede ser representada por la expresión

$$m\ddot{x}(t) + Kx(t) + (K_e + iC_e)x(t) = Q_p(t) \quad (3.1)$$

En general los sistemas de amortiguamiento se diseñan de manera tal de proveer un comportamiento simétrico. La disposición de los tensores superelásticos y la del resto de los componentes del sistema adoptado para este estudio se esquematiza en la **Figura 3.1**, de manera que se cumple lo siguiente:

$$\dot{F}_{AMF} = K_{AMF} \cdot \dot{x} \quad (3.2)$$

$$K_{AMF}(F_{AMF}, x, sg(\dot{x})) = K_{AMF}(-F_{AMF} - x, sg(-\dot{x})) \quad (3.3),$$

donde K_{AMF} es la rigidez del sistema atribuida a los alambres superelásticos.

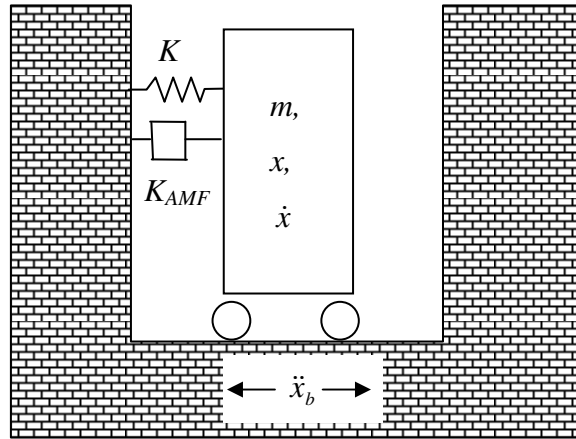


Figura 3.1 Sistema de un grado de libertad (1GDL) con elementos superelásticos. En este caso la excitación está dada por el movimiento del suelo.

El estado estacionario bajo la acción de fuerzas periódicas $Q_p(t) = Q_p^{i\alpha t}$ con frecuencia $f = \omega/2\pi$ es analizado a continuación. La idea principal del análisis es aplicar la siguiente linearización, propuesta en [Caughey 1960], adaptada para sistemas que incluyen miembros superelásticos:

$$m\ddot{x}(t) + Kx(t) + (K_e + iC_e)x(t) = Q_p e^{i\omega t} \quad (3.4),$$

donde K_e y C_e se definen como las componentes real e imaginaria, respectivamente, del denominado módulo o rigidez compleja a través de:

$$K_e = \frac{\omega}{2 \cdot x_{\max}} \int_0^T F_{AMF} \cos(\omega t) dt \quad (3.5)$$

$$C_e = \frac{\omega}{2 \cdot x_{\max}} \int_0^T F_{AMF} \sin(\omega t) dt = \frac{\Delta W}{\pi x_{\max}^2} \quad (3.6)$$

ΔW es la energía representada por el área de histéresis en un ciclo completo. Estas componentes de la *rigidez compleja*, pueden evaluarse como propiedades específicas del material superelástico, normalizando con la longitud L y sección transversal A_t . Se definen así la tensión $\sigma = F_{AMF}/A_t$ y la deformación $\varepsilon = x/L$ para obtener el *módulo específico complejo* de componentes E_e y E'_e del material. De esta forma, se supone que el comportamiento del material acepta relaciones de semejanza geométrica para cualquier longitud y sección transversal, hipótesis que por ahora tomaremos como válida. Entonces tenemos las relaciones:

$$K_e = \frac{E_e \cdot A_t}{L}, \quad C_e = \frac{E'_e \cdot A_t}{L} \quad (3.7)$$

Como comportamiento constitutivo del material, se toma el que se define en las trayectorias σ - ε de la **Figura 3.2**. Se considera una pequeña pendiente o endurecimiento en los tramos correspondientes a los plateaus de transformación ($\sigma_{ms} \neq \sigma_{mf}$). En la **Figura 3.3** se evalúan las componentes del módulo complejo para el material considerado, en función de la deformación máxima. Se incluye también el módulo secante E_{sec} que admite un cálculo directo y como vemos se aproxima bien a la componente real E del módulo complejo. Para resolver la ecuación (3.4) se supone que el sistema en su estado estacionario oscila a la misma frecuencia que la excitación, por lo que tendremos un movimiento $x(t) = x_{\max} e^{i\omega t}$. Reemplazando con las expresiones (3.5) y (3.6) en (3.4), y resolviendo para x_{\max} obtenemos:

$$x_{\max} = \frac{Q}{\sqrt{(m\omega^2 - K_{tot})^2 + C_e^2}} \quad (3.8)$$

Aquí hemos concentrado la rigidez total del sistema en $K_{tot}=K+K_e$. La dificultad de esta ecuación está en que K_{tot} y C_e dependen de x_{\max} . Se puede proceder explícitamente resolviendo la frecuencia ω dado un valor de x_{\max} :

$$(m\omega^2 - K_{tot})^2 + C_e^2 - \frac{Q^2}{x_{\max}^2} = 0 \quad (3.9)$$

Cuando la excitación del sistema está dada por el desplazamiento de la base, como se sugiere en la **Figura 3.1**, o en el caso de excitaciones que surgen de la acción de máquinas rotativas desbalanceadas, la amplitud de excitación Q está dada por:

$$Q = -mx_{b\max}\omega^2 \quad (3.10)$$

Donde $x_{b\max}$ es la amplitud del desplazamiento absoluto de la base. En este caso, la coordenada x representa la posición relativa de la estructura respecto a la base, y la ecuación (3.9) cambia a:

$$(m\omega^2 - K_{tot})^2 + C_e^2 - \left(\frac{mx_{b\max}\omega^2}{x_{\max}} \right)^2 = 0 \quad (3.11)$$

Entonces ahora, resolviendo para ω^2 :

$$\omega^2 = \frac{K_{tot} \pm \sqrt{K_{tot}^2 - (1 - \beta^2)(K_{tot}^2 + C_e^2)}}{m(1 - \beta^2)} \quad (3.12)$$

siendo $\beta = x_{b\max}/x_{\max}$

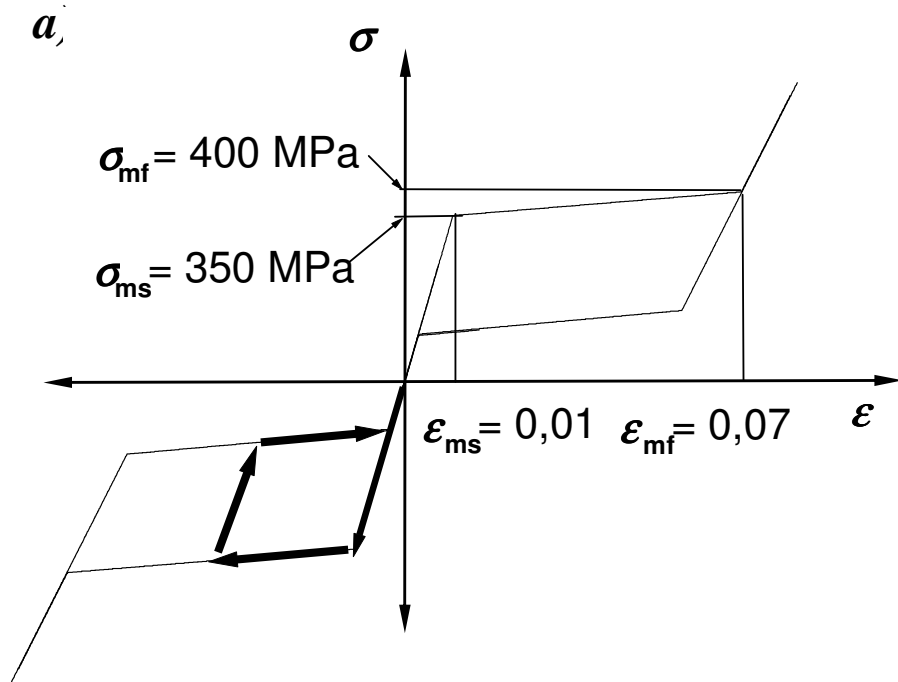


Figura 3.2 Comportamiento superelástico multilinear provisto por los alambres superelásticos dispuestos simétricamente.

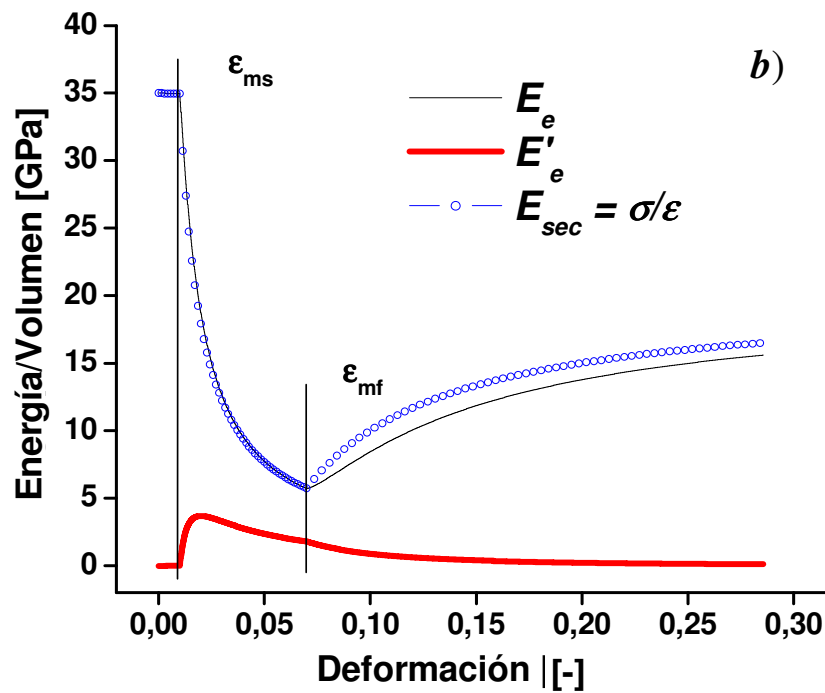


Figura 3.3 Componentes del módulo complejo E_e y E'_e de acuerdo al comportamiento superelástico definido en la **Figura 3.2**; se incluye también el módulo secante E_{sec} , cuya magnitud es similar a la componente real E_e .

Si nos referimos a las propiedades específicas de los elementos superelásticos la ecuación (3.12) pasa a ser:

$$\omega(\varepsilon_{\max}) = \frac{\left(E_e \frac{A_t}{L} + K\right) \pm \sqrt{\left(E_e \frac{A_t}{L} + K\right)^2 \beta^2 - (1 - \beta^2) \left(E'_e \frac{A_t}{L}\right)^2}}{m(1 - \beta^2)} \quad (3.13)$$

Desafortunadamente no es posible factorizar esta expresión de manera de poder evaluar el efecto de las propiedades del material de manera independiente de las características específicas de la estructura y los alambres. Para acotar el tratamiento analítico del problema, supondremos que están dadas las propiedades del sistema lineal, tomando $m = 10 \text{ kg}$ y $K = 30000 \text{ N/m}$, y evaluaremos el efecto de variar las dimensiones L y A_t de los elementos superelásticos sobre la respuesta en frecuencia dada una amplitud de excitación $x_{b\max} = 0,5 \text{ mm}$. En primer lugar, en base al comportamiento multilineal de la AMF representado en la **Figura 3.2**, expresamos la forma analítica de E_e y E'_e .

$$E_e(\varepsilon_{\max}) = \begin{cases} E_A & \text{Si } \varepsilon_{\max} < \varepsilon_{ms} \quad (3.14) \\ \frac{\sigma_{ms}}{\varepsilon_{\max}} + \frac{\sigma_{mf} - \sigma_{ms}}{\varepsilon_{mf} - \varepsilon_{ms}} \cdot \left(1 - \frac{\varepsilon_{ms}}{\varepsilon_{\max}}\right) & \text{Si } \varepsilon_{ms} < \varepsilon_{\max} < \varepsilon_{mf} \quad (3.15) \\ \frac{\sigma_{mf}}{\varepsilon_{\max}} + E_M \cdot \left(1 - \frac{\varepsilon_{mf}}{\varepsilon_{\max}}\right) & \text{Si } \varepsilon_{\max} > \varepsilon_{mf} \quad (3.16) \end{cases}$$

$$E'_e(\varepsilon_{\max}) = \begin{cases} 0 & \text{Si } \varepsilon_{\max} < \varepsilon_{ms} \quad (3.17) \\ \frac{\Delta W_{\max}}{\pi \varepsilon_{\max}^2} \cdot \frac{\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{ms}}{\varepsilon_{mf} - \varepsilon_{ms}} & \text{Si } \varepsilon_{ms} < \varepsilon_{\max} < \varepsilon_{mf} \quad (3.18) \\ \frac{\Delta W_{\max}}{\pi \varepsilon_{\max}^2} & \text{Si } \varepsilon_{\max} > \varepsilon_{mf} \quad (3.19) \end{cases}$$

Aquí, E_A es el módulo elástico inicial de las aleaciones (fase austenítica) y E_M es el módulo elástico correspondiente a la fase martensítica. ΔW_{max} es la energía representada por el área de histéresis en un ciclo superelástico de transformación completa. Estas expresiones surgen de suponer el comportamiento superelástico definido en la **Figura 3.2**. Es común encontrar en la literatura modelos que difieren en la forma en la que se determinan los ciclos internos [Masuda 2002, McCormick 2006], que darían lugar a otras expresiones.

Las diferentes soluciones que se obtienen de la ecuación (3.13) se deben analizar en cada uno de los 3 regímenes de deformación indicados en las ecuaciones (3.14-3.19). Empezando por el primer caso ($\varepsilon_{max} < \varepsilon_{ms}$), operando con la expresión (3.13) se obtiene:

$$\omega_1^2(\varepsilon_{max}) = \frac{\left(E_A \frac{A_t}{L} + K\right)}{m(1-\beta)}, \text{ o } \omega_2^2(\varepsilon_{max}) = \frac{\left(E_A \frac{A_t}{L} + K\right)}{m(1+\beta)} \quad (3.20)$$

Vemos que cuando $\beta \rightarrow 0$, $\varepsilon_{max} \rightarrow \infty$ y las soluciones coinciden en la frecuencia de resonancia del sistema lineal. Cuando $\beta > 1$ sólo existe una solución. Este régimen de deformación rige cuando los alambres no alcanzan la transformación.

En el análisis del 2^{do} y 3^{er} régimen de deformaciones, la sustitución de las expresiones (3.15) y (3.18) en la ecuación (3.13) resulta sumamente extensa. En cambio, optamos por evaluar el discriminante Δ de (3.13):

$$\Delta = \left(E_e \frac{A_t}{L} + K\right)^2 \beta^2 - (1-\beta^2) \left(E_e' \frac{A_t}{L}\right)^2 \quad (3.21),$$

que para el 2^{do} régimen queda:

$$\begin{aligned} \Delta = & \left(\left(\frac{\sigma_{ms}}{\varepsilon_{max}} + \left(\frac{\sigma_{mf} - \sigma_{ms}}{\varepsilon_{mf} - \varepsilon_{ms}} \right) \left(1 - \frac{\varepsilon_{ms}}{\varepsilon_{max}} \right) \right) \frac{A_t}{L} + K \right)^2 \left(\frac{x_{bmax}}{L \cdot \varepsilon_{max}} \right)^2 \\ & - \left(1 - \left(\frac{x_{bmax}}{L \cdot \varepsilon_{max}} \right)^2 \right) \left(\frac{\Delta W}{\pi \varepsilon_{max}^2} \left(\frac{\varepsilon_{max} - \varepsilon_{ms}}{\varepsilon_{mf} - \varepsilon_{ms}} \right) \frac{A_t}{L} \right)^2 \end{aligned} \quad (3.22)$$

Para el tercero:

$$\Delta = \left(\left(\frac{\sigma_{mf}}{\varepsilon_{\max}} + E_M \left(1 - \frac{\varepsilon_{mf}}{\varepsilon_{\max}} \right) \right) \frac{A_t}{L} + K \right)^2 \left(\frac{x_{b\max}}{L \cdot \varepsilon_{\max}} \right)^2 - \left(1 - \left(\frac{x_{b\max}}{L \cdot \varepsilon_{\max}} \right)^2 \right) \left(\frac{\Delta W}{\pi \varepsilon_{\max}^2} \frac{A_t}{L} \right)^2 \quad (3.23)$$

Cuando $\Delta < 0$, no existirán soluciones reales para ω^2 . Si $\Delta > 0$, existirán dos soluciones reales y una sola en caso de $\Delta = 0$. Luego, solo cuando $\omega^2 > 0$ existirán soluciones reales para $\omega(\varepsilon_{\max})$. El valor de este discriminante aparece como una función de los parámetros que definen al problema. Manteniendo las propiedades del material fijas, y recordando que ya se había supuesto una rigidez K , una masa m y una excitación x_b , se optó por estudiar la existencia de soluciones para Δ como función de x_{\max} y L para distintas secciones de los elementos superelásticos correspondientes a geometría de alambres con diámetro d . En las **Figuras 3.4** y **3.5** se graficaron los dominios para los cuales $\Delta > 0$ en función de L y $x_{\max} = L \cdot \varepsilon_{\max}$, para dos valores de sección transversal A_t correspondientes a diámetros 0,50 y 1,00 mm. En azul se trazó el límite para el cual $\Delta = 0$ según la ecuación (3.22) y en rojo según la ecuación (3.23). A grandes rasgos, las dos curvas establecen una región de $\Delta < 0$ que se extiende a medida que aumenta L . También se han incluido en las Figuras los límites de cada régimen de deformaciones.

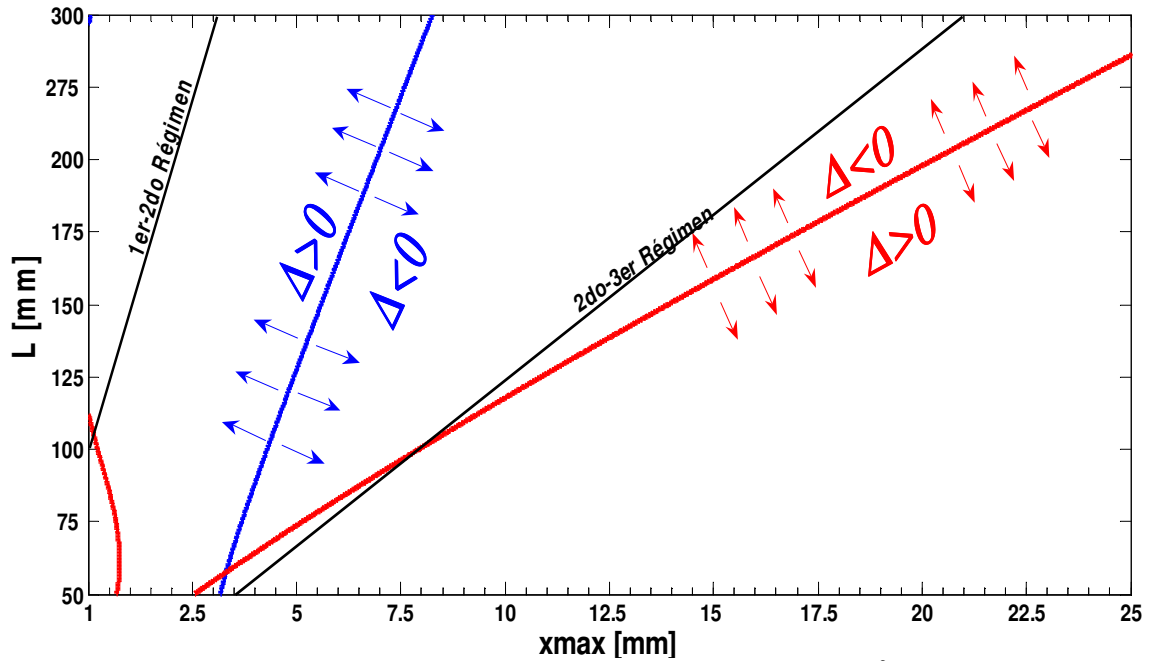


Figura 3.4. Regiones de existencia de soluciones reales para ω^2 fijando la sección $A_t = 0,196 \text{ mm}^2$ (o diámetro 0,50 mm). La curva azul es el límite evaluado con la ecuación (3.22), y la curva roja según la ecuación (3.23) con $x_{b\max} = 0,5 \text{ mm}$. Se incluyen también los límites entre dominios correspondientes a los distintos regímenes de deformación.

Entonces para cada régimen de deformaciones, dadas las dimensiones de los elementos superelásticos L y A , junto con las características K y m de la estructura, existe un dominio de valores de x_{max} para los cuales es posible encontrar soluciones de $\omega(x_{max})$. En la **Figura 3.6a** se muestran las soluciones de las ecuaciones 3.20, 3.22 y 3.23 para $L=70$ mm y $A_t = 0,098$ mm² ($d = 0,35$ mm). En este caso las curvas azules que representan las soluciones del segundo régimen indican que en todo el rango de máximos desplazamientos existen dos soluciones de ω . En el caso del tercer régimen, ilustrado con la curva magenta, no existen soluciones para valores de $x_{max} < 3,8$ mm. La curva roja, con la que se representa el primer régimen de deformaciones presenta sólo una solución cuando $x_{max} < 0,7$, debido a que allí $\beta > 1$. La curva gris, de mayor grosor representa la respuesta $x_{max}(\omega)$ que incluye los tramos donde rige cada solución. La respuesta resulta continua a trozos con discontinuidades en la derivada, cuando se supera el límite de un régimen de deformación. Estas características de la respuesta pueden variar cualitativamente si cambiamos por ejemplo el diámetro del alambre utilizado.

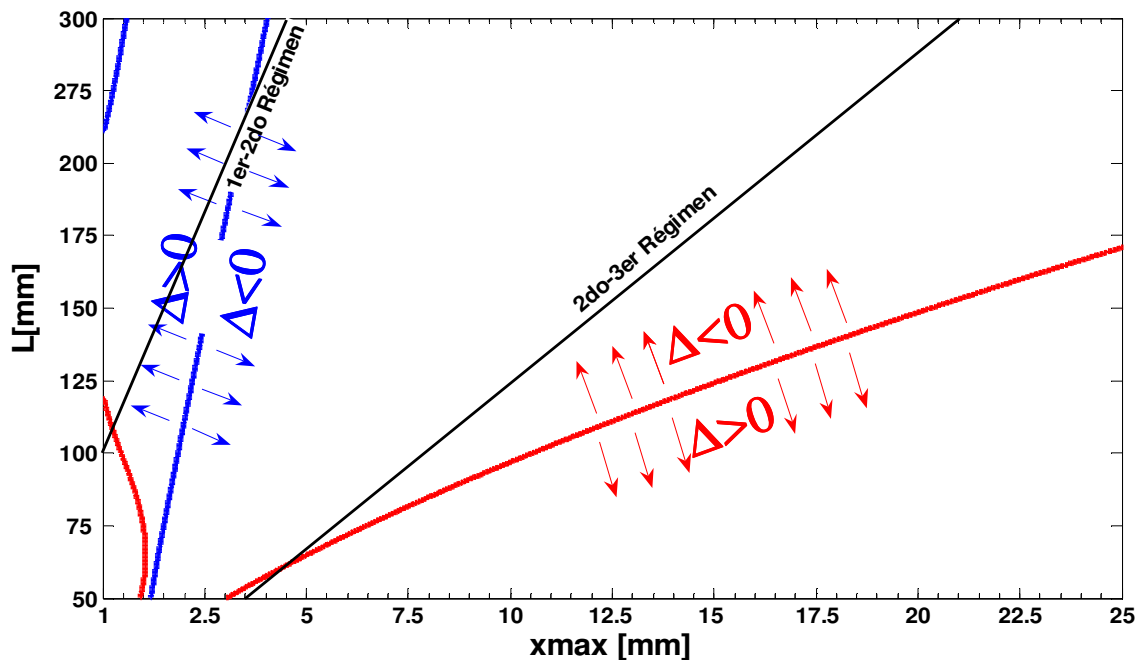


Figura 3.5. Regiones de existencia de soluciones reales para ω^2 fijando la sección $A_t = 0,785$ mm² (diámetro 1 mm), con las mismas indicaciones que en la **Figura 3.4**

En la **Figura 3.6b** se grafican las soluciones cuando se tiene $A=0,785$ mm² ($d = 1$ mm). Ahora, la solución para el segundo régimen no presenta valores reales cuando

$x_{max} > 2,4 \text{ mm}$, y el tercer régimen tiene soluciones reales solo cuando $x_{max} > 6,5 \text{ mm}$. Cuando con los tramos válidos de cada régimen se confecciona la respuesta $x_{max}(\omega)$, se generan dos curvas desconectadas. El sistema no podría acceder desde el reposo a los estados de la rama superior, obteniéndose en este caso una respuesta continua y acotada.

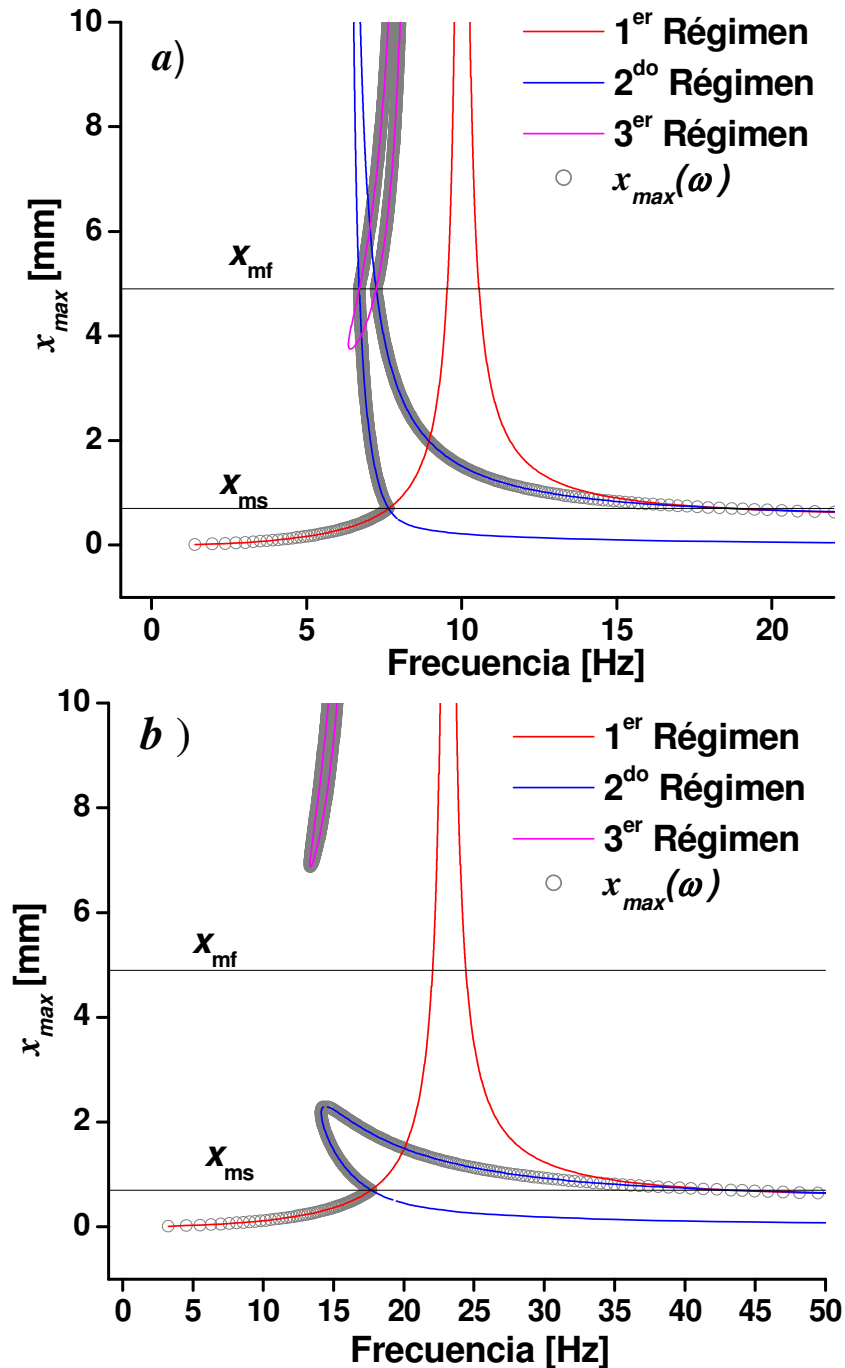


Figura 3.6. Confección de la respuesta en estado estacionario a partir de las soluciones a la ecuación 3.13 para cada régimen de deformación. *a)* $L=70 \text{ mm}$, $d=0,35 \text{ mm}$; *b)* $L=70 \text{ mm}$, $d=1 \text{ mm}$.

La confección de la respuesta dinámica en frecuencia mediante este método analítico permite interpretar el fenómeno de *salto*, o discontinuidad observado cuando se obtienen las respuestas dinámicas en estado estacionario por integración numérica en este tipo de sistemas [Masuda 2002]. Se observa en las **Figuras 3.7a** y **b**, en donde se incluyeron los puntos correspondientes a la solución numérica. Estas soluciones se obtuvieron simulando la oscilación del sistema excitado a una frecuencia ω y amplitud $x_{b\max}$ fijas. La primera Figura, corresponde a alambres de dimensiones $L = 280 \text{ mm}$ y $d = 0,35 \text{ mm}$, y la segunda a $L = 70 \text{ mm}$ y $d = 1,0 \text{ mm}$.

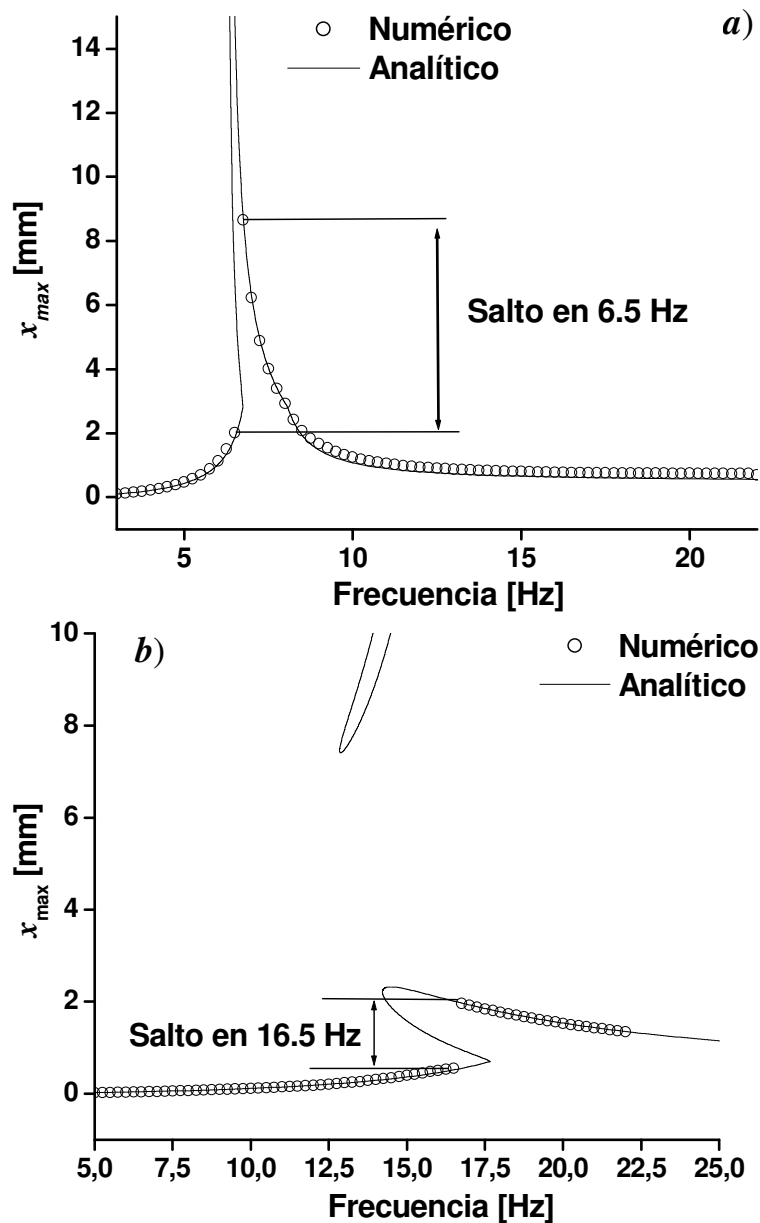


Figura 3.7 Superposición de las respuestas en frecuencia obtenidas analítica y numéricamente. **a)** $L=280 \text{ mm}$, $d = 0,35 \text{ mm}$; **b)** $L=70 \text{ mm}$, $d = 1,00 \text{ mm}$. En ambos casos $x_{b\max} = 0,5 \text{ mm}$.

Si bien, en el primer caso los estados representados por las curvas analíticas no presentan un límite superior, existe una región que no es accedida por los resultados numéricos. Partiendo desde las frecuencias menores, y aumentando, cerca del punto de pendiente infinita, entre 6,50 y 6,75 Hz, se produce el salto, y los resultados numéricos sucesivos se alojan sobre la otra rama. Esto no permite asegurar que los estados no alcanzados por la solución numérica no puedan ser alcanzados con diferentes historias de ciclado.

En el segundo caso, la curva analítica muestra un tramo de soluciones para $x_{max} > 7mm$ que aparece desconectado de una curva continua inferior. Ahora si se puede asegurar la inaccesibilidad de estos estados ya que no se puede acceder a ellos por un camino de estados de equilibrio, y la solución permanece acotada a los estados de la curva inferior, con un límite superior apenas por encima de los 2 mm, cerca de los 15 Hz. Puede observarse también un salto a 16,5 Hz que deja inaccesibles a algunos tramos de las curvas analíticas correspondientes a estados inestables por los que sí se podría pasar bajo otras historias de ciclado.

Finalmente, para evaluar el efecto que producen los cambios en las dimensiones de los alambres, en las **Figuras 3.8a, b, c y d** se incluyen las respuestas en frecuencias para distintos diámetros y longitudes. En general, un incremento en el diámetro rigidiza el sistema, con un previsible incremento en f_r , la frecuencia para la que se registran las mayores amplitudes (no la denominamos frecuencia de resonancia porque no se trata de sistemas lineales), también se obtienen una reducción en el desplazamiento máximo. Para todas las longitudes analizadas, del valor de $d = 0,35 mm$ siempre resultan respuestas no acotadas. Para el resto de los diámetros siempre se obtienen respuestas acotadas, con diferentes características en lo que respecta a la forma. Se observa que al elegir longitudes más cortas no solo se obtienen menores desplazamientos máximos en f_r sino que estos estados se ubican en tramos inestables de las curvas y no se accedería a ellos con ciclados con frecuencia fija como los simulados en los cálculos numéricos de las **Figuras 3.7a y b**.

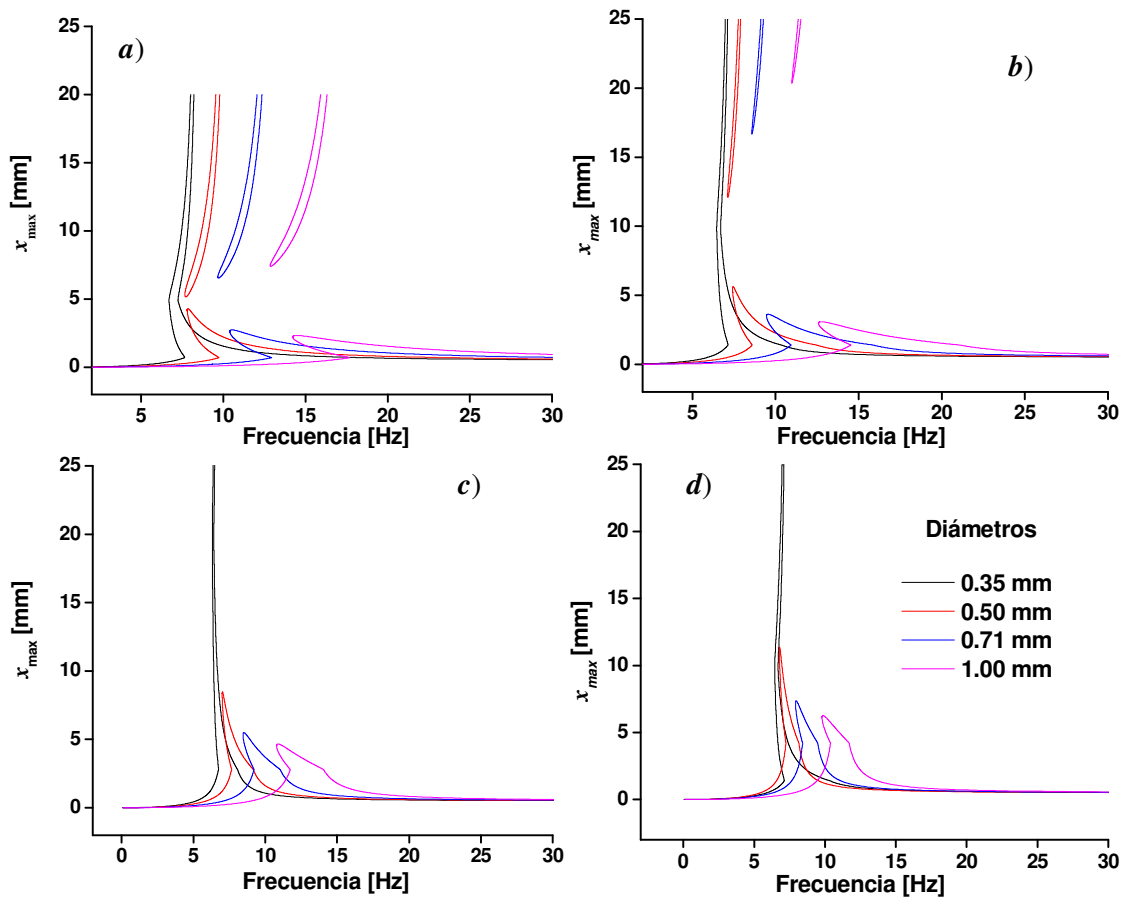


Figura 3.8 Respuestas en frecuencia del sistema oscilador obtenidas analíticamente para distintos tamaños del alambre superelástico. **a)** $L=70$ mm, **b)** $L=140$ mm, **c)** $L=210$ mm y **d)** $L=280$ mm, siempre con $x_{bmax} = 0,5$ mm.

3.3 Conclusiones del Capítulo

El tratamiento analítico con el método del módulo o rigidez compleja resulta adecuado para estudiar los estados estacionarios en sistemas con miembros superelásticos sometidos a cargas periódicas. Si bien aquí nos basamos en un modelo mecánico muy simple para la superelasticidad, la determinación de las componentes E_e y E_e' del módulo complejo podrían determinarse en la caracterización experimental de las aleaciones, tal como proponen *Gandhi et al* [Gandhi 1999].

Desde el punto de vista teórico, la construcción analítica de las curvas permite interpretar los fenómenos de salto, que surgen como consecuencia de la existencia de varias soluciones de x_{max} para un mismo valor de ω . Para ciclados de excitación diferentes

a los que se utilizaron para las simulaciones, que involucran diferentes frecuencias y amplitudes, los estados que aparecen como no accesibles podrían ser alcanzados.

Por último, ante un caso donde están definidas ciertas variables, la respuesta dinámica obtenida analíticamente permitiría realizar la selección de las dimensiones de los elementos superelásticos con el fin de lograr objetivos específicos. Por ejemplo, que la respuesta resulte acotada y por debajo de cierto valor, o que la frecuencia ω_r resultante esté lejos de alguna frecuencia de excitación.

4 Caracterización de la Superelasticidad en Alambres de NiTi

4.1 Introducción

La idea de utilizar elementos superelásticos en la construcción de disipadores de energía mecánica está basada en las características de la histéresis mecánica asociada a las curvas σ - ϵ obtenidas a temperaturas $T > A_f$ (**Capítulos 1 y 3**). Como se mencionó en el **Capítulo 1**, los objetivos del trabajo de tesis incluyen avanzar en la caracterización del comportamiento superelástico (o pseudoelástico), sobre todo en lo referido a las propiedades relevantes en potenciales aplicaciones en mitigación de daño en estructuras sometidas a cargas dinámicas. En este sentido, se presentan en este capítulo ensayos realizados en el laboratorio en probetas de alambres comerciales de NiTi. Estos ensayos apuntan a evaluar la capacidad disipativa bajo distintas condiciones de ciclado. En general, se aplican ciclos de tracción-tracción a alambres, controlando la velocidad de desplazamiento en el cabezal de las máquinas de ensayo. Las condiciones bajo las cuales se caracterizan los materiales implican diferentes amplitudes y velocidades de deformación y también, diferentes temperaturas y condiciones ambientales relacionadas con la transferencia térmica.

4.2 Materiales, Equipos y Dispositivos

El material estudiado es NiTi comercial con composición nominal 50,8 at.% Ni, y contenidos menores de C y O (267 y 269 ppm respectivamente) comprado a la empresa SAES Getters, USA. Se trabajó con alambres de dos diámetros. Por un lado 0,50 mm, que presenta óxido superficial de color negro (denominada comercialmente condición *black oxide*) y por otro 2,46 mm, con superficie libre de óxidos luego de un ataque químico (denominada comercialmente *pickled*). Ambos materiales fueron adquiridos en la condición termomecánica denominada *straight annealed*, que consiste en un recocido de pocos minutos a temperaturas próximas a 500° C bajo una tensión de tracción cercana a 50 MPa. Este tratamiento térmico se realiza luego de un último paso de trefilado en el que se obtiene una reducción de área del 50%. Existe poca información precisa acerca de los tiempos y temperaturas utilizadas para los recocidos, ya que es justamente durante esta etapa donde la aleación adquiere la microestructura responsable de las propiedades

mecánicas finales. En esto reside en gran parte el éxito comercial de estos materiales y esta información es considerada sensible por las empresas productoras. La composición con exceso de Ni ubica a la aleación entre las aptas para aplicaciones de la superelasticidad. El fabricante ubica la temperatura de transformación A_f en -12°C para esta composición en condición *full annealed*, es decir sin tratamientos termomecánicos específicos. Esta temperatura no debe ser confundida con la temperatura A_f del material en la condición termomecánica final (*straight annealed*).

Los ensayos mecánicos fueron realizados en los laboratorios de la división Física de Metales del Centro Atómico Bariloche. Se utilizaron para ello las dos máquinas de ensayos mostradas en la **Figura 4.1**:

- 1) Un equipo electromecánico INSTRON 5567 de 30 kN de capacidad máxima de carga equipado con una cámara para control de temperatura INSTRON 3119-407 con temperatura de trabajo en el rango $-70 / 250^\circ\text{C}$. Dependiendo de las cargas involucradas, se utilizaron celdas de carga INSTRON de capacidad máxima 1 y 30 kN. Para la medición de la elongación de las probetas se utilizó la lectura del encoder óptico que determina la posición del travesaño en este dispositivo. Los ensayos se ejecutaron utilizando el software *Merlin* de la firma Instron que permite gran flexibilidad en la elección del modo de control (carga o desplazamiento), límites superiores e inferiores en carga y/o desplazamiento, velocidades de desplazamiento, intervalo de adquisición de datos, etc.
- 2) Una máquina servohidráulica MTS-810, asistida por la unidad hidráulica MTS *Silent Flow®*. Dependiendo de las cargas involucradas se utilizaron Celdas de Carga MTS de capacidad máxima 5 y 100 kN y celda de carga HBM de 500 N de capacidad. La medición del alargamiento se realizó utilizando la lectura del LVDT que determina la posición del pistón en este equipo o también mediante los extensómetros MTS 632-13F y 632-12C de longitud calibrada 10 y 25 mm, respectivamente, y cuya disposición sobre una probeta se ilustra en la **Figura 4.2**. Los ensayos se ejecutaron utilizando el software Multi Purpose Testware de MTS en un controlador FlexTest SE 793.10 que permite gran flexibilidad en la definición de ensayos dinámicos complejos.



Figura 4.1. Máquinas universales utilizadas para los ensayos de caracterización. Izquierda: Máquina electromecánica Instron 5567 (30 kN) Derecha. Máquina Servohidráulica MTS 810 (100 kN).

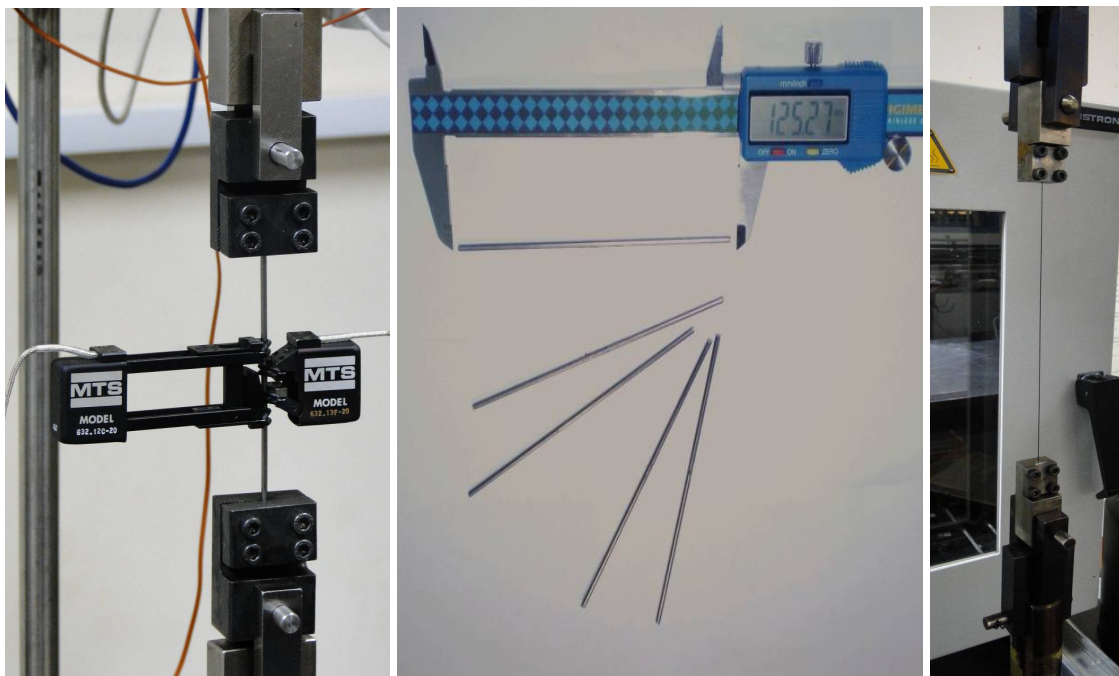


Figura 4.2 Izquierda: Extensómetros MTS colocados sobre un alambre de NiTi. Centro: Alambres de NiTi de diámetro 2,46 mm; Derecha: Alambre de NiTi de 0,5 mm de diámetro colocado en máquina INSTRON

En ambos casos se utilizaron mordazas como las que se muestran en la **Figura 4.2**, fabricadas en los talleres del Centro Atómico Bariloche. En estas mordazas, las probetas se agarran apretando unas zapatas utilizando 4 tornillos. Esta forma de agarre genera un estado de tensiones particular en los extremos de las probetas y como veremos más adelante, produce condiciones favorables para la aparición de la martensita inducida bajo carga.

4.3 Ciclados de Entrenamiento

4.3.1 Descripción de los Ensayos y Resultados

Un aspecto reportado en casi todos los trabajos donde se estudia el ciclado superelástico tiene que ver con los cambios que presentan las curvas σ - ε a medida que se incrementa el número de ciclos realizados. En general se observa un descenso en la tensión de transformación con el número de ciclos y un descenso menor en las tensiones de retransformación. Se observa, además, una deformación residual creciente al retransformar y descargar la probeta [Miyazaki 1986, Olbricht 2008]. Todos estos cambios son más pronunciados durante los primeros ciclos, observándose luego una evolución con características asintóticas. La repetición del ciclado pseudoelástico resulta en un comportamiento más estable y el proceso se puede interpretar como correspondiente a un proceso de entrenamiento de las propiedades funcionales asociadas. El aspecto que presentan los primeros ciclos se muestra en la **Figura 4.3**. Allí se ha representado la evolución de las curvas σ - ε de un alambre de $0,50\text{ mm}$ de diámetro y 70 mm de longitud. El ciclado se realizó utilizando control de desplazamiento imponiendo rampas de velocidad de elongación constante (velocidad del travesaño de la máquina INSTRON), $V_{elong}=1\text{ mm/min}$. Para estos ensayos se fijó la temperatura de la cámara ambiental en 30°C . La posibilidad de invertir el movimiento del travesaño manualmente durante el ensayo, permite, en el primer ciclo, limitar la deformación máxima a la correspondiente al final del plateau de transformación y determinar así el valor máximo de desplazamiento ΔX_{max} que se introducirá como límite del software de control en los próximos ciclos. En este caso, se fijó $\Delta X_{max}=5,5\text{ mm}$, correspondiente a una deformación máxima $\varepsilon_{max}=0,078$. Como límite inferior es conveniente utilizar un valor de fuerza mínima de manera de evitar que en cada ciclo el sistema de cargas se afloje completamente debido a la deformación

residual que se irá acumulando. Para este ciclado se utilizan 15 N , equivalente a una tensión aplicada de 75 MPa sobre el alambre, que como puede verse en la **Figura 4.3**, se encuentra muy por debajo de la tensión correspondiente al plateau de retransformación.

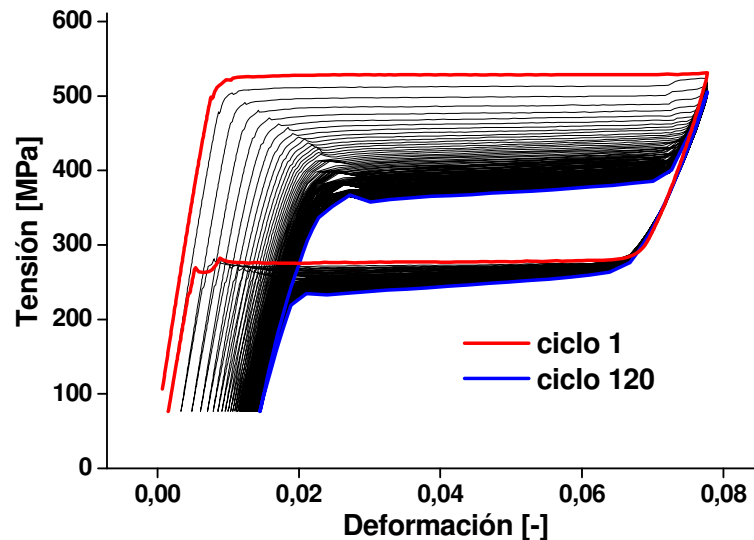


Figura 4.3 Ciclado de entrenamiento sobre alambre de $0,5\text{ mm}$ de diámetro y $L = 70\text{ mm}$. $V_{elong} = 1\text{ mm/min}$. Temperatura = 30°C

El primer ciclo presenta las características de un ciclo superelástico bien definidas. Es decir, se distinguen bien los tramos elásticos y los plateaus de transformación y retransformación. La evolución de los ciclos presenta un descenso generalizado en las tensiones de transformación, con una leve inclinación creciente de los plateaus. El mismo ciclado de entrenamiento sobre una probeta de la misma longitud, con la misma velocidad, pero a 35°C se muestra en la **Figura 4.4**. Debemos aclarar que el ciclado de esta Figura tiene el primer ciclo realizado a una velocidad $V_{elong} = 0,1\text{ mm/min}$. En este caso se observa sobre el final de la transformación del primer ciclo un leve incremento de tensión, señalando que se ha superado el límite de transformación total. Una consecuencia de esto es que para que se produzca la retransformación es necesario que la fase β o austenítica tenga que nuclearse, precisando para ello un descenso de tensión por debajo del plateau de retransformación, como el que se observa en la **Figura 4.4**. Más allá de esta particularidad, la evolución de las distintas variables funcionales tiene las mismas características generales en ambos casos.

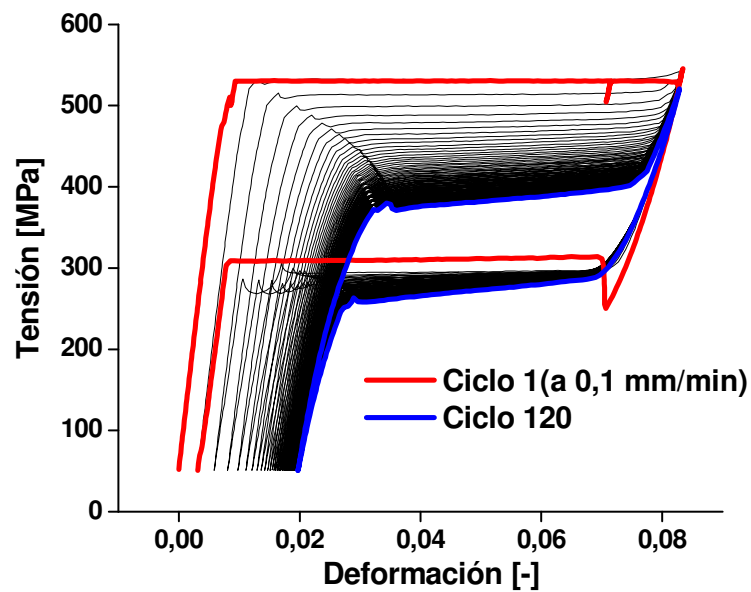


Figura 4.4 Ciclado de entrenamiento sobre alambre de $0,50\text{ mm}$ de diámetro. $V_{elong} = 1\text{ mm/min}$. Temperatura = 35°C

Se puede ver que a 35°C se acumula mayor deformación residual que a 30°C . En la **Figura 4.5** se graficó la evolución de la deformación residual con el número de ciclos en el punto de carga mínima para los ciclados a 30°C y 35°C .

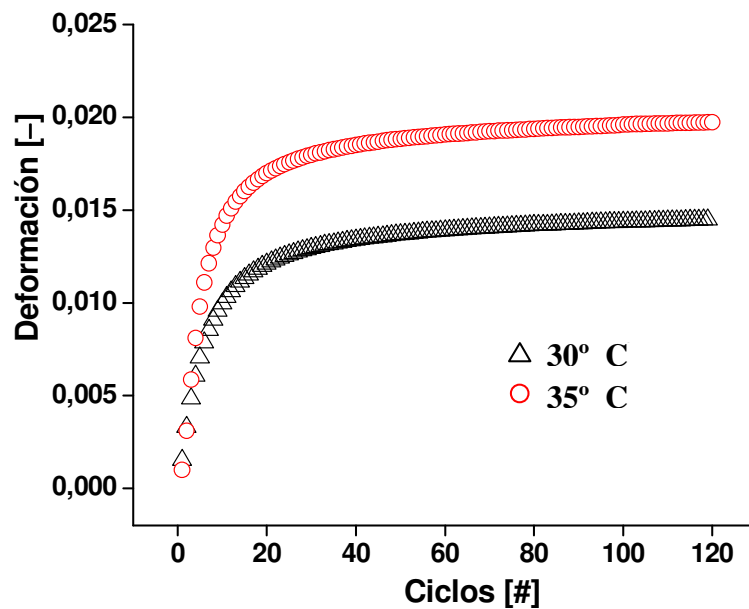


Figura 4.5. Deformación residual acumulada durante los primeros 120 ciclos. Alambres de $0,50\text{ mm}$ de diámetro y $L=70\text{ mm}$. $V_{elong} = 1\text{ mm/min}$.

Se puede apreciar también que la pendiente del plateau del último ciclo es mayor para el entrenamiento realizado a 35° C.

En las **Figuras 4.6a** y **b** se muestran la energía de histéresis ΔW por unidad de volumen o energía de histéresis específica (indicada en $MPa = MJ/m^3$) y la capacidad de amortiguamiento específica, o SDC . No existen grandes diferencias entre ΔW , resultando algo mayor a 30° C que a 35° C en todos los ciclos. A 30° C se registran mayores SDC porque al elevarse las tensiones por la relación de Clausius-Clapeyron aumenta el trabajo máximo de deformación W , mientras que la ΔW específica no varía demasiado. Cada una de las curvas deja en claro que el entrenamiento es una evolución hacia un estado de equilibrio. Sin embargo, si bien consideramos que luego del ciclado el material está ya en un estado estabilizado, puede observarse de las **Figuras 4.6 a** y **b** que todavía existen evoluciones, representadas por una pendiente no nula, aún luego de 120 ciclos.

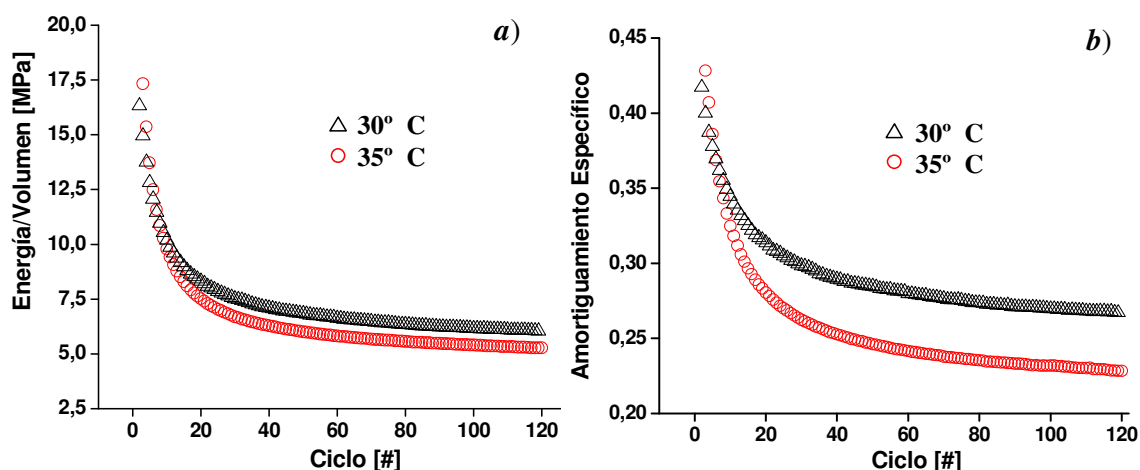


Figura 4.6. Evolución con el número de ciclos de: **a)** la energía histéresis específica y **b)** amortiguamiento específico, para los entrenamientos de las **Figura 4.3** y **4.4**

En las **Figuras 4.7** y **4.8** se muestran datos que, además de los correspondientes a 30 y 35° C, incluyen datos de entrenamientos realizados bajo las mismas condiciones a 20° C y a 40° C, obtenidas en un trabajo previo [Soul 2005]. En la **Figura 4.7** se han graficado las tensiones de transformación y retransformación del primer y último ciclo para todos los entrenamientos realizados a la misma velocidad y distintas temperaturas. En el primer ciclo, la pendiente nula no da lugar a ambigüedades a la hora de definir las tensiones de transformación, pero para los ciclos estabilizados, que presentan siempre una leve inclinación en sus plateaus, se toma la tensión en el punto medio de la transformación.

Para el primer ciclo, el ancho de histéresis parece no depender de la temperatura. En cambio, en el último ciclo, el ancho de histéresis disminuye con la temperatura.

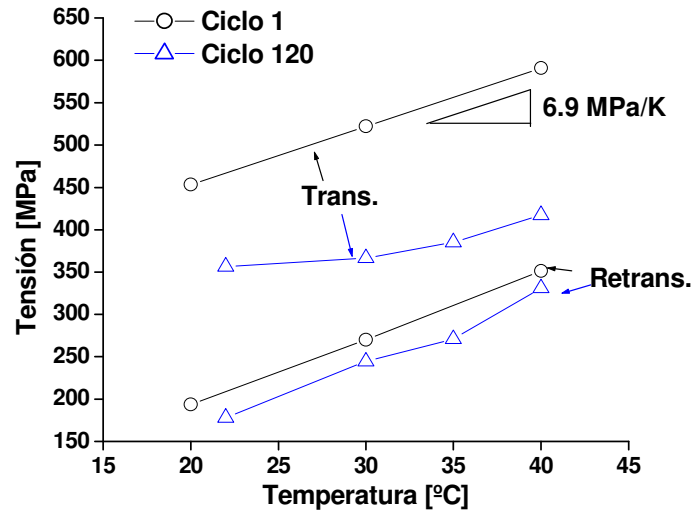


Figura 4.7. Efecto de la temperatura a la cual se realiza el entrenamiento en el descenso de las tensiones de transformación. Alambres de 0,50 mm de diámetro, 70 mm de longitud. $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$

La pendiente $d\sigma/d\varepsilon$ del plateau de transformación correspondiente a los ciclos estabilizados se muestra en la **Figura 4.8**. Si bien el rango de temperaturas examinado no es muy extendido y la cantidad de puntos es limitada, puede establecerse que esta pendiente se incrementa con la temperatura, alcanzando a temperaturas de 45° C valores cercanos a 1 GPa por unidad de deformación.

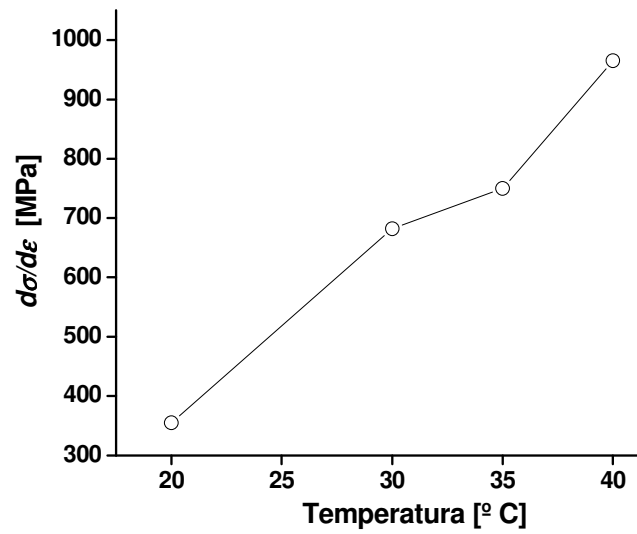


Figura 4.8. Pendiente de los plateaus de transformación obtenidas luego del entrenamiento a 1 mm/min a distintas temperaturas en alambres de $0,5 \text{ mm}$ de diámetro y 70 mm de longitud.

El ciclado de entrenamiento en los alambres de $2,46 \text{ mm}$ de diámetro presenta características generales similares, aunque se pueden observar algunas diferencias. Los primeros 120 ciclos sobre un alambre de $62,5 \text{ mm}$ de longitud, a 35° C y $V_{\text{elong}} = 1 \text{ mm/min}$, realizados en la máquina Instron, se muestran en la **Figura 4.9**

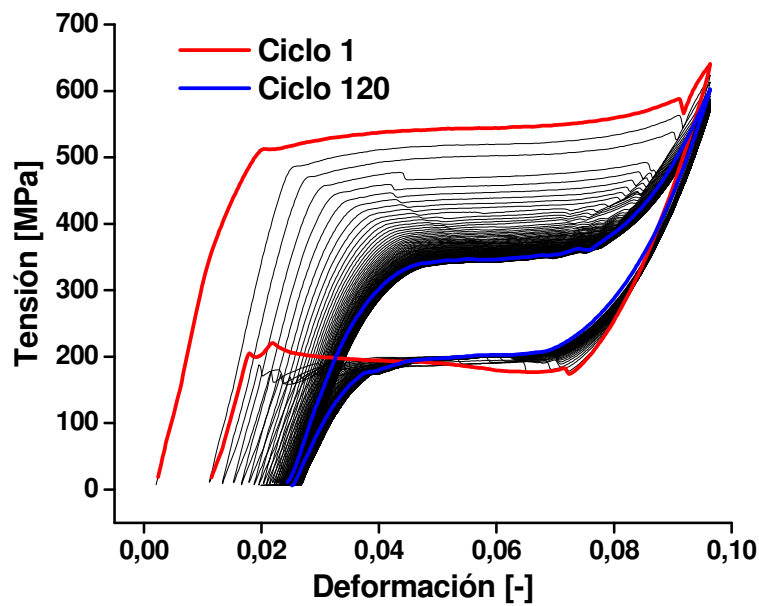


Figura 4.9. Ciclado de entrenamiento sobre alambre de $2,46 \text{ mm}$ de diámetro a 35° C , a $V_{\text{elong}} = 1 \text{ mm/min}$

La tensión de transformación en el primer ciclo es similar a la que presentaba el alambre fino. Pero el ancho de histéresis, unos 330 MPa, resulta apreciablemente mayor que los 250 MPa observados en el otro alambre. Para este alambre, bajo estas condiciones de ciclado los plateaus no resultan tan planos como en el caso del alambre de $0,50\text{ mm}$ de diámetro. Los niveles de tensión sobre el plateau de retransformación no se ven modificados notablemente. Por último, en los ciclos finales, las transiciones entre los tramos que en principio corresponderían a deformación elástica y los tramos de transformación se presentan más redondeados y extendidos. Otro entrenamiento, esta vez sobre una muestra de 91 mm de longitud, ciclada a temperatura ambiente, aproximadamente 22° C , en la máquina MTS, presenta obviamente menores niveles de tensión, como se ve en la **Figura 4.10**. No obstante, los anchos de histéresis iniciales y finales son similares al caso anterior. En la **Figura 4.11** se comparan las deformaciones residuales en función del número de ciclos, y en las **Figuras 4.12a** y **b** se comparan las energías de histéresis ΔW y los amortiguamientos específicos SDC entre estos 2 últimos ciclados. También se incluyeron los puntos correspondientes al entrenamiento del alambre fino a 35° C .

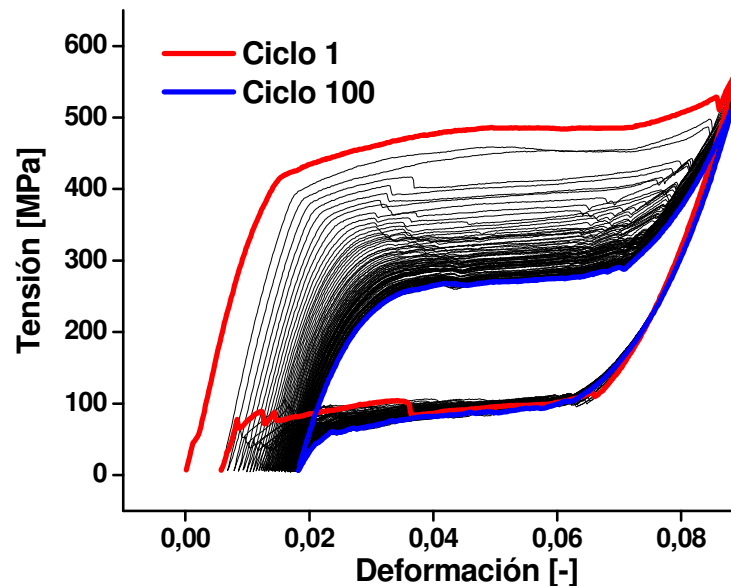


Figura 4.10. Ciclado de entrenamiento sobre alambre de $2,46\text{ mm}$ de diámetro y 91 mm de longitud, a 22° C a $V_{elong} = 1\text{ mm/min}$

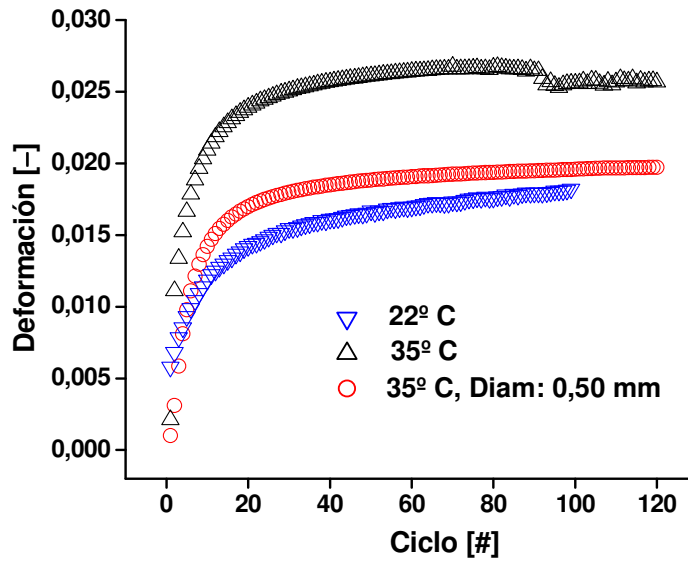


Figura 4.11. Evolución de la deformación residual para distintos entrenamientos a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$ en alambres de 2,46 mm de diámetro.

Entre los entrenamientos de alambres gruesos, la deformación residual es mayor en el ciclado que involucra mayores tensiones. Además, comparando los ensayos a 35° C, el alambre de 2,46 mm de diámetro acumula mayores niveles de deformación residual. En cuanto a la energía de histéresis específica ΔW es mayor para el alambre grueso, siendo a 22° C un poco superior que a 35° C a lo largo de todo el ciclado. El amortiguamiento específico es superior en el entrenamiento a 22° C, debido a las mayores histéresis ΔW y a que las menores tensiones hacen menor el trabajo de deformación máximo W . En la comparación entre diferentes diámetros el alambre de 2,46 mm de diámetro presenta mayores valores de SDC .

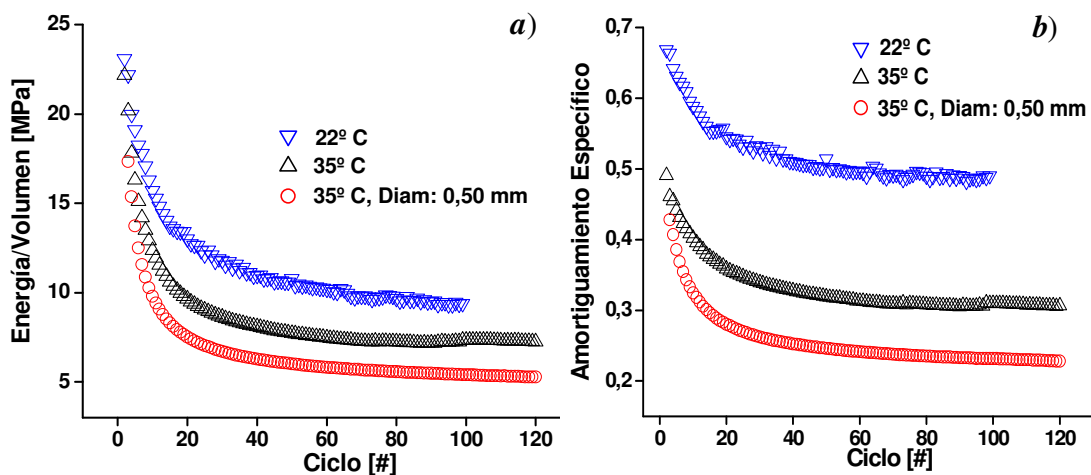


Figura 4.12 Evolución de las energías de histéresis en *a)*, y del amortiguamiento específico en *b)* para 3 diferentes entrenamientos todos a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$,

De las curvas de la histéresis y del amortiguamiento específico del alambre de 2,46 mm de diámetro puede determinarse que a 22° C no se logra un estado estacionario tras 100 ciclos de entrenamiento. Para 35° C, sin embargo, parece alcanzarse un comportamiento asintótico.

Los ensayos descriptos hasta el momento muestran que con el ciclado de entrenamiento los alambres se aproximan a un comportamiento estable al finalizar el primer centenar de ciclos. La condición a la que se arriba depende sin embargo de las variables bajo las cuales se realiza este ciclado de entrenamiento.

A continuación se realiza un análisis del efecto de la velocidad V_{elong} en el ciclado de estabilización. En la **Figura 4.13** se muestran las curvas de un entrenamiento realizado en la máquina MTS con $V_{elong} = 10 \text{ mm/min}$ sobre un alambre de diámetro 2,46 mm y 74 mm de longitud. En la **Figura 4.14** se muestra los efectos del entrenamiento correspondiente a un alambre de 0,50 mm de diámetro y 160 mm de longitud. Ambos ensayos fueron realizados a temperatura ambiente 22° C. En el alambre grueso los ciclos presentan características bien diferentes a las observadas a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$, con transiciones más redondeadas y extendidas entre los tramos elásticos y de transformación, sobre todo en la rama de retransformación. En el primer ciclo se observan claramente dos eventos en los que la tensión decrece abruptamente luego del comienzo de la transformación. Estos efectos tipo *diente de sierra* están asociados a la aparición de nuevos frentes de transformación según puede confirmarse por la observación de la superficie de la probeta. Esta característica se manifiesta claramente en el segundo ciclo, con mayor cantidad de *dientes* de menor tamaño. En el ciclo número. 100 resulta difícil asignar un punto al inicio al y final de la transformación y la retransformación. Las curvas σ - ϵ son suaves y redondeadas. En el caso del alambre fino, si bien existe algo de redondeo en las transiciones, pueden distinguirse perfectamente los plateaus en todos los ciclos del entrenamiento. Los *dientes de sierra* asociados a nucleación de frentes se observan claramente durante la transformación en los primeros ciclos.

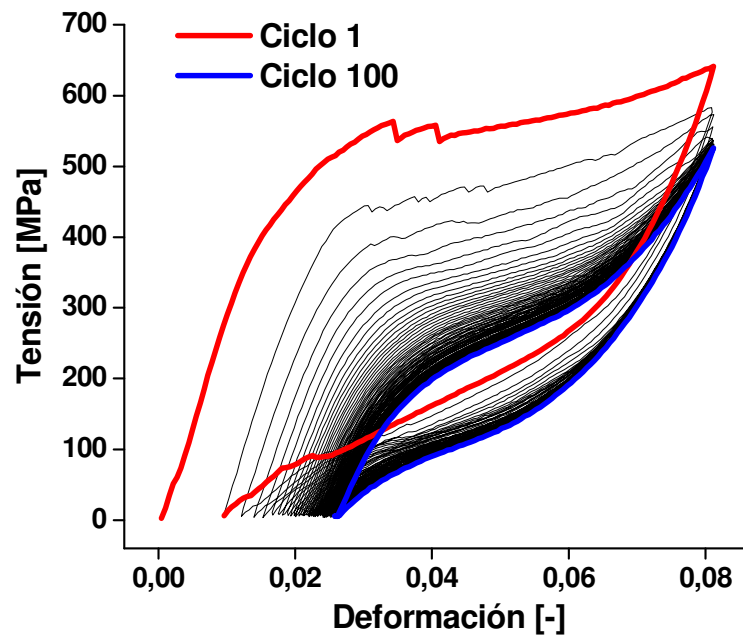


Figura 4.13. Entrenamiento de alambre de 2,46 mm de diámetro y 74 mm de longitud a $V_{elong} = 10 \text{ mm/min}$.

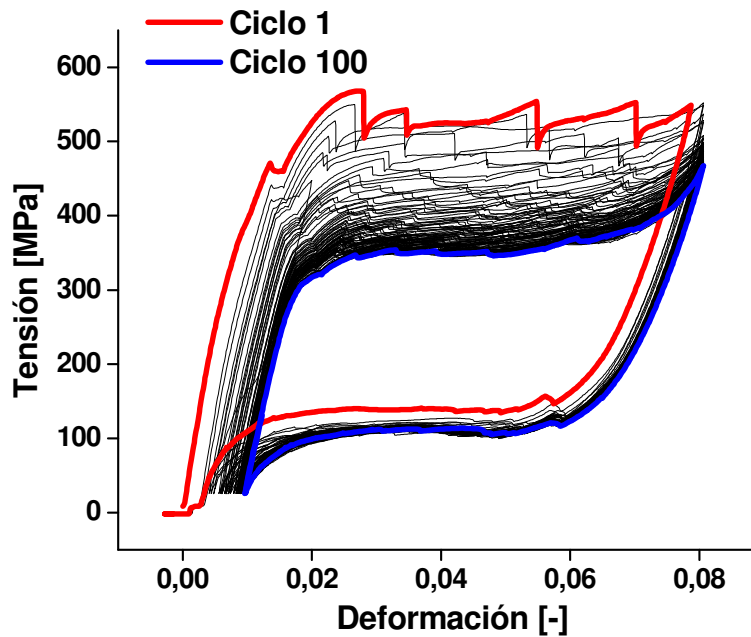


Figura 4.14. Entrenamiento de alambre de 0,50 mm de diámetro y 160 mm de longitud, a $V_{elong} = 10 \text{ mm/min}$.

Repitiendo el procedimiento de los otros entrenamientos, en las **Figuras 4.15 y 4.16a y b** se comparan la evolución de la deformación residual, de la histéresis y del amortiguamiento específico entre estos dos últimos entrenamientos. En las mismas

Figuras se incluyeron datos del entrenamiento a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$ del alambre de $2,46 \text{ mm}$ de diámetro de la **Figura 4.10** y de otro entrenamiento sobre un alambre de $0,50 \text{ mm}$ de diámetro, de 160 mm de longitud, ambos a temperatura ambiente.

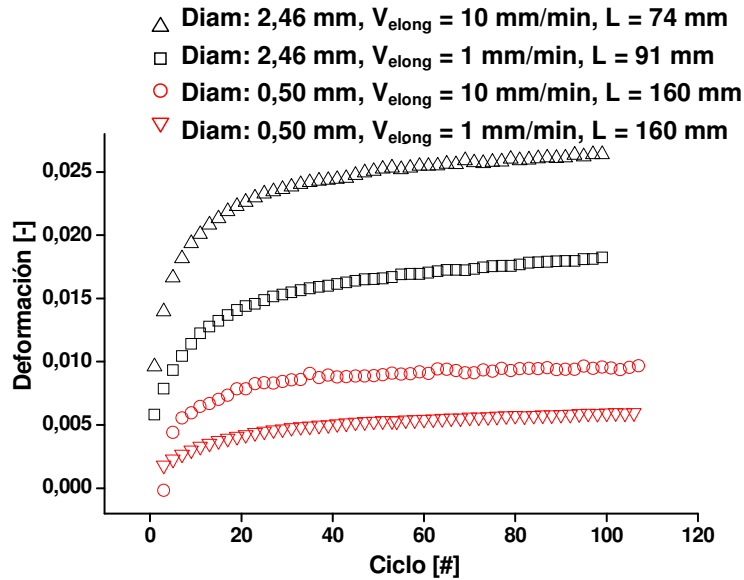


Figura 4.15. Evolución de la deformación residual para varios entrenamientos realizados a temperatura ambiente (22°C).

En la **Figura 4.15** se aclara especialmente la longitud de las muestras, ya que la deformación residual en los alambres finos de mayor longitud resulta mucho menor. Aparentemente la longitud de las muestras influye en esta magnitud, teniendo menos peso las otras variables.

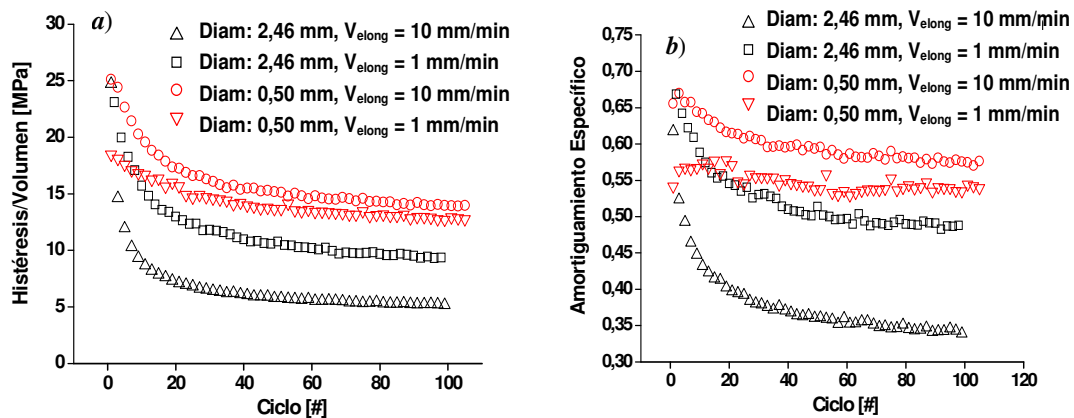


Figura 4.16. Evolución de *a)* la histéresis específica ΔW y *b)* el amortiguamiento específico para varios entrenamientos realizados a temperatura ambiente.

Como la energía de histéresis se evalúa por unidad de volumen, en principio es posible comparar ensayos sobre alambres de diferentes longitudes. Esto significa suponer que las curvas σ - ε resultarían equivalentes para cualquier longitud. Tomando esta suposición como válida, se observa que el alambre de diámetro 0,50 mm presenta luego del entrenamiento mejores características disipativas.

4.3.2 Comentarios de los ciclados de entrenamiento

Una característica presente en todos los entrenamientos es que tras el primer centenar de ciclos, si bien disminuye mucho la evolución de los distintos parámetros funcionales, no se alcanza un verdadero estado estacionario. Por lo tanto se dificulta la definición precisa de una condición a partir de la cual caracterizar el material. Entrenamientos de mayor número de ciclos podrían determinar si la tendencia asintótica es realmente una condición estable o una evolución quizás lineal, como parecen sugerir por ejemplo las curvas de histéresis o del *SDC* del alambre grueso en las **Figuras 4.16**.

Como se vio a lo largo de esta sección, la condición de estabilizado depende fuertemente de las condiciones en las que se realizó el entrenamiento. Estas condiciones abarcan velocidades, temperaturas, las dimensiones de los alambres, etc. La búsqueda de un tamaño y un ciclado óptimos demanda la confección de una matriz de experimentos que se tornaría inmanejable. De manera que el criterio adoptado en base a los experimentos reportados aquí es evaluar las tendencias y los rangos entre los cuales evolucionan las propiedades. Así tenemos que, la histéresis en el primer ciclo está dentro de los 20-25 MPa y el *SDC* inicial es cercano a 0,7 a los 22° C y entre 0,45 y 0,5 a 35° C. En la **Tabla 4.I** se resumen las magnitudes evaluadas en los estados estabilizados de algunos ensayos a 22° C, y entre paréntesis se indica la magnitud en el entrenamiento a 35° C.

La amplitud de deformación de los ciclados aquí realizados era la necesaria para completar toda la transformación en el primer ciclo. Dependiendo del caso, fue necesaria una deformación máxima desde 8 a 9 %. Entonces, los resultados de la **Tabla 4.I** deben asociarse a ciclos completos con una deformación del orden del 8-9%. En la sección siguiente se analizarán ciclados a diferentes amplitudes.

Tabla 4.I Def. residual, Energía de Histéresis y *SDC* en muestras estabilizadas

	V_{elong}	Diámetro	
		0,5 mm	2,46 mm
Deformación Residual	10 mm/min	0,010	0,027
	1 mm/min	0,006 (0,020)	0,018 (0,027)
Energía de Histéresis por unidad de volumen [MPa]	10 mm/min	14	5
	1 mm/min	13 (5)	9 (8)
Amortiguamiento Específico o <i>SDC</i>	10 mm/min	0,57	0,34
	1 mm/min	0,54 (0,22)	0,49 (0,31)

Resulta llamativo que el efecto de V_{elong} sobre la histéresis y el *SDC* es inverso para los dos tamaños de alambre. En el alambre grueso, el entrenamiento a mayor velocidad disminuye la energía de histéresis de 9,0 a 5,0 MPa, mientras que en el alambre de 0,50 mm de diámetro aumenta de 12,5 a 14,0 MPa. En cuanto a las deformaciones residuales, aparentemente la longitud de las muestras, no consideradas aquí como una variable, tiene un efecto importante. Debido a que en muestras largas la deformación residual total se desarrolla en niveles notablemente menores, se sugiere que puede existir algún tipo de inhomogeneidad provocada en la zona de las mordazas, que porcentualmente termina pesando más en muestras cortas.

Finalmente, algunas consideraciones conceptuales del entrenamiento. Una condición estable resulta indispensable a la hora de caracterizar el comportamiento superelástico de una aleación, ya que no tiene sentido evaluar una magnitud que varía con los ciclos. Pero, por otro lado, se observa que el material pierde gran parte de su capacidad disipativa dada por la histéresis y el *SDC*. La necesidad funcional de efectuar un entrenamiento estaría en que el material no desarrollaría mayores deformaciones residuales, evitando aflojamientos en funcionamiento. Obviamente, el entrenamiento implica que en un proceso de fabricación se incluya una etapa de preciclado de difícil implementación práctica, con las consecuencias económicas asociadas. Las direcciones a las que se debe apuntar respecto a esto serían, por un lado, el diseño de dispositivos que neutralicen la deformación residual [Terriault 2007], o en el plano de la metalurgia, investigar condiciones termomecánicas para reducir el efecto. En este último caso,

resultan muy importantes los estudios acerca de las causas microestructurales que originan este comportamiento [Paradis 2008, Strnadel 1995].

4.4 Efecto de la Amplitud de Deformación

4.4.1 Motivación

En cada uno de los ensayos descritos en las secciones anteriores se mantuvo constante la deformación en valores cercanos a 8 – 9 % y nos referimos a esos casos como de ciclado completo. Cuando se evalúan sistemas superelásticos en su rol como disipadores de energía, interesa además de conocer las propiedades del ciclo completo, cuales serían las características cuando se desarrollan ciclos parciales o internos. De esta manera pueden generarse criterios para definir modelos mecánicos con los que se ajusta el comportamiento experimental. También, pensando en el ensayo de dispositivos ya armados y no en el estudio de propiedades mecánicas, conocer las capacidades disipativas de histéresis, amortiguamiento específico, rigidez efectiva, etc., resultaría útil para hacer evaluaciones analíticas preliminares.

4.4.2 Descripción de Experimentos y Resultados

Sobre un alambre de 0,5 mm de diámetro y 70 mm de longitud entre mordazas, entrenado a 1 mm/min y a 30° C se realizaron ciclos internos con amplitudes progresivas, de hasta 3 mm, o 0,043 de deformación, tomando como punto medio una deformación de 0,045 sobre el plateau de transformación. En la **Figura 4.17** están representadas las curvas σ - ϵ , sobre un ciclo completo. Los ciclos internos están formados básicamente por tramos elásticos y plateaus de transformación los cuales pueden aproximarse prácticamente a los valores de ciclo completo. Entonces, resulta totalmente intuitivo que la energía de histéresis ΔW varíe linealmente con la amplitud. También resulta lineal la dependencia del trabajo máximo W aunque con un término constante que corresponde al tramo elástico. Es de esperar entonces que el amortiguamiento específico tienda hacia una constante, ya que ΔW depende linealmente de la amplitud mientras que W estaría representado por la suma de un término lineal más uno constante que representa el área bajo el tramo elástico y cuyo peso en el cociente que define el *SDC* disminuye al aumentar la amplitud.

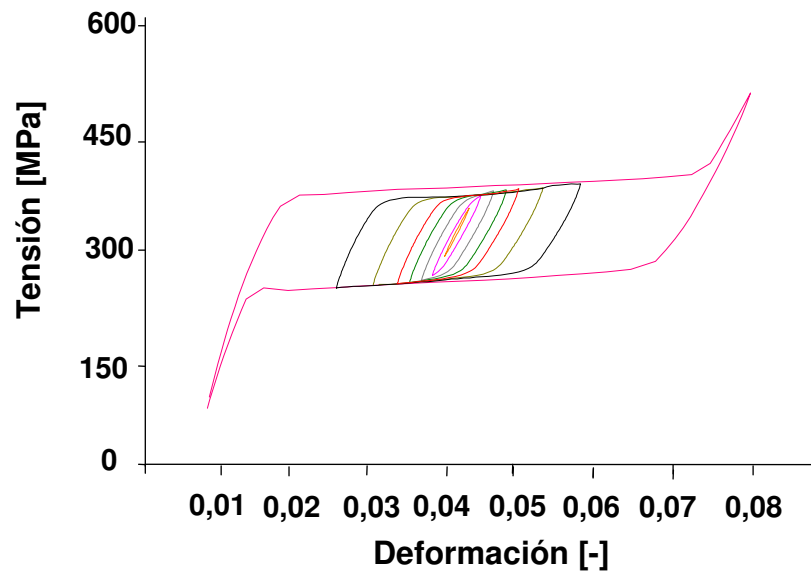


Figura 4.17. Ciclos internos, ensayados sobre alambre de 0,5 mm de diámetro y 70 mm de longitud. $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$, a 30° C .

En la **Figura 4.18** se midieron la histéresis y el *SDC*, mostrando las tendencias mencionadas. Esta tendencia se mantendría hasta que la amplitud de deformación alcance los límites del ciclo completo y las trayectorias modifiquen su geometría.

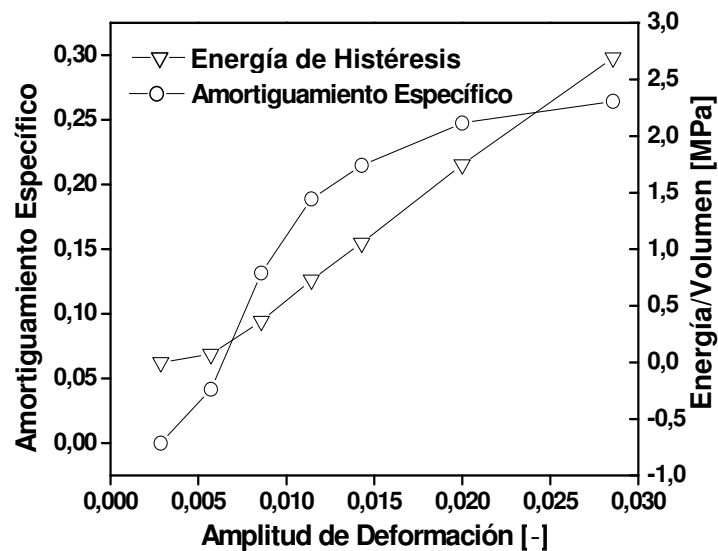


Figura 4.18. Energía de Histéresis y SDC en función de la amplitud de los ciclos de la **Figura 4.17**

Para los alambres de 2,46 mm de diámetro se cuenta con resultados de varios ensayos donde se ciclo a diferentes amplitudes. El primero que describimos se realizó

sobre una muestra de 79 mm de longitud, entrenada con 100 ciclos a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$, en la máquina MTS, a temperatura ambiente. El ensayo se realizó a una velocidad de deformación de $0,05 \text{ mm/min}$ y la trayectoria programada se muestra en la **Figura 4.19**, con deformaciones entre 0,012 y 0,097. En la **Figuras 4.20a** y **b** están las curvas σ – ϵ obtenidas.

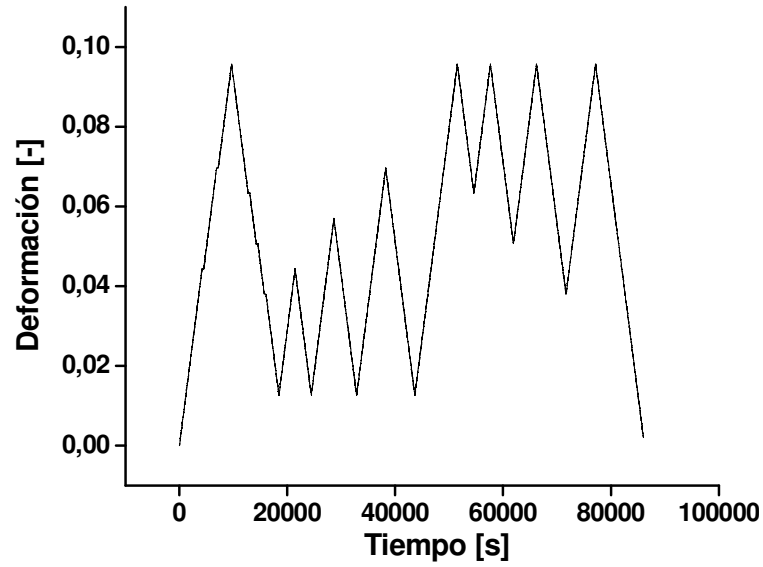


Figura 4.19. Rampas de desplazamiento a $0,05 \text{ mm/min}$ programadas

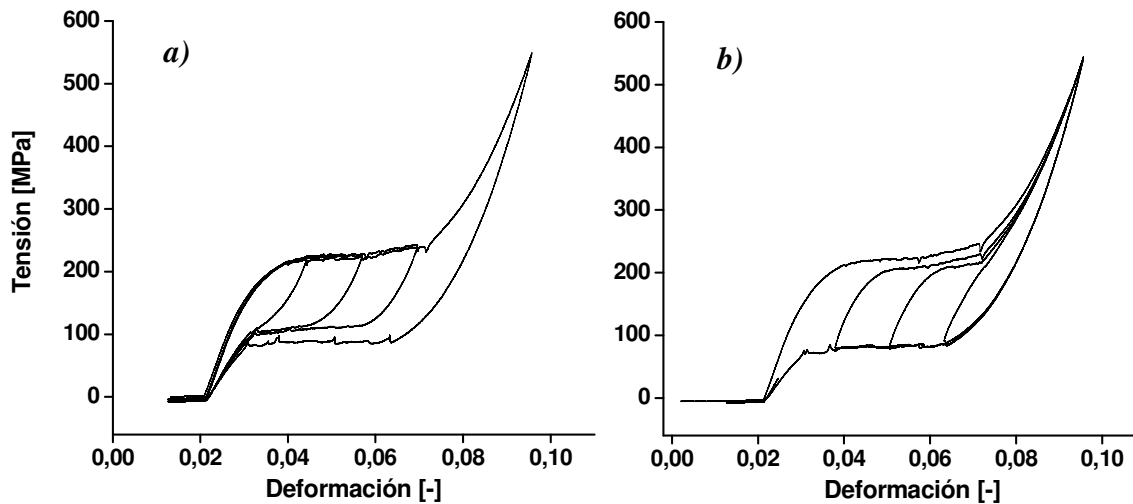


Figura 4.20 Ciclos con amplitud progresiva, obtenidos con los desplazamientos indicados **Figura 4.19**. En **a)** se incluyen los 4 primeros ciclos y en **b)** los 4 finales.

Como vimos en los ciclados de entrenamiento, para estos alambres gruesos, la trayectoria σ - ε está compuesta por tramos más redondeados que en el caso del alambre fino. A esta velocidad, muy baja en relación a las utilizadas hasta ahora, los ciclos muestran claramente los plateaus de transformación, aunque las zonas elásticas presentan una importante histéresis entre los tramos de carga y de descarga, además de la transición gradual entre las zonas elásticas y de transformación que dan un aspecto redondeado a las curvas. Las tensiones de transformación del ciclo completo son algo superiores a las que presentan los ciclos parciales con deformación mínima descendente (**Figura 4.20b**). Por otro lado, la tensión de retransformación del ciclo completo es inferior a las que presentan los ciclos de **Figura 4.20a**. Aparentemente, el hecho de completar el ciclo genera la necesidad de un incremento de tensión extra para el ciclo siguiente. Las energías de histéresis y los amortiguamientos específicos obtenidos se incluyen en la **Figura 4.21**. La histéresis muestra una relación lineal con la amplitud de deformación, pero sobre pendientes diferentes para ambos casos. Para una misma amplitud, los ciclos ascendentes disipan más energía. También el amortiguamiento específico es mayor en los ciclos ascendentes debido al trabajo de deformación, que en el caso de los ciclos descendentes siempre incluye las altas tensiones asociadas a la finalización de la transformación lo que implica mayores valores de W .

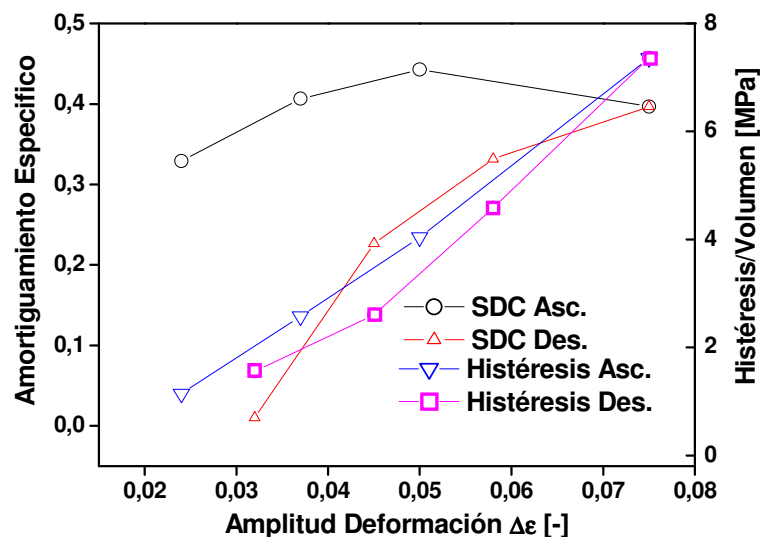


Figura 4.21. Energía de Histéresis y Amortiguamientos Específico correspondientes a los ciclos de la **Figura 4.20**, realizados a $0,05 \text{ mm/min}$.

En otro de los ensayos en los que se varía la amplitud, se tomó una muestra de $2,46\text{ mm}$ de diámetro y $133,5\text{ mm}$ de longitud. Para el ciclado de entrenamiento no se utilizaron rampas de V_{elong} constante, sino que se fijaron límites de deformación y se aplicó una frecuencia de ciclado de $0,01\text{ Hz}$. Para límites de deformaciones 0 y 0,08 esta frecuencia se corresponde con una velocidad media de $12,8\text{ mm/min}$. Luego, para el ciclado se utilizó una frecuencia de $0,02\text{ Hz}$ en lugar de fijar un valor de V_{elong} . Se configuró una nueva posición inicial para quitar la deformación residual que rondó un 2%. Se realizaron paquetes de 4 ciclos con amplitudes que se incrementaron desde 0,0025 hasta 0,034. En la **Figura 4.22** se muestra el ciclado programado. Arriba de cada paquete de ciclos está indicada la velocidad media correspondiente en mm/min .

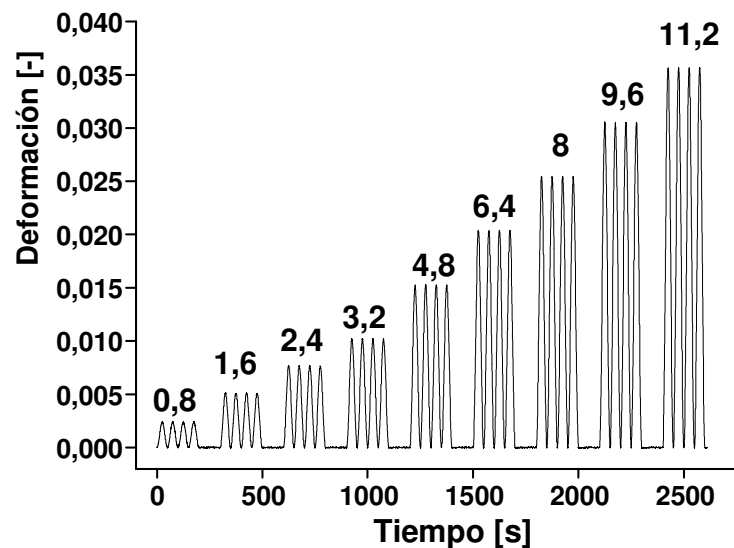


Figura 4.22. Ciclos de amplitud progresiva realizados con una frecuencia de $0,02\text{ Hz}$. Arriba de cada paquete se indica la velocidad media resultante en mm/min .

En la **Figura 4.23** se incluyen las curvas $\sigma-\varepsilon$ obtenidas con el ciclado de la **Figura 4.22**. También se incluye la curva correspondiente a un ciclo completo realizado al finalizar el ciclado.

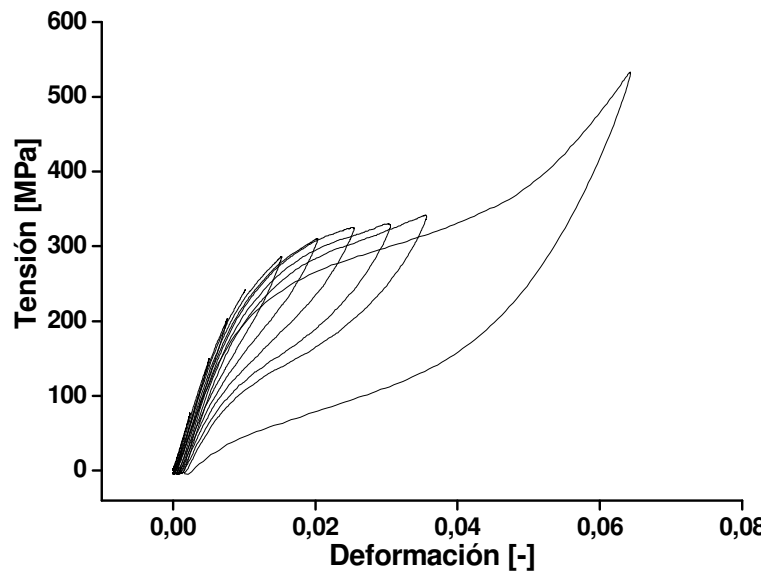


Figura 4.23. Curvas σ - ϵ obtenidas con el ciclado de la **Figura 4.22**, a 0,02 Hz.

En este caso, durante la transformación, las trayectorias atraviesan la del ciclo completo, alcanzando mayores niveles de tensión. En la retransformación las curvas de los ciclos parciales muestran una diferencia importante con la del ciclo completo. En la **Figura 4.24** se grafican la energía de histéresis y el trabajo de deformación, cuyo cociente es el amortiguamiento específico, ilustrado en la **Figura 4.25**.

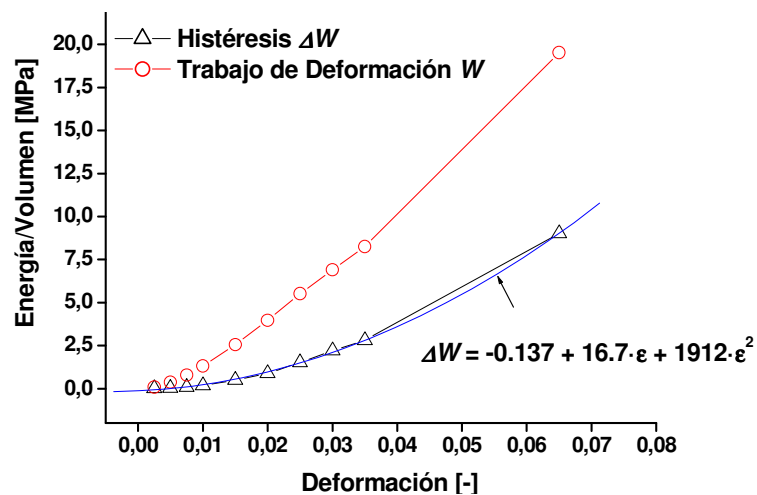


Figura 4.24. Energía de histéresis y trabajo de deformación correspondientes a los ciclos de la **Figura 4.23**.

La histéresis fue ajustada con un polinomio de 2^{do} orden. Esto significa una diferencia respecto a los ensayos anteriores donde la histéresis parecía ser una función

lineal de la amplitud. De todas formas, cabe aclarar que este comportamiento cuadrático está dominado por los puntos de baja amplitud. Faltarían algunos puntos intermedios para determinar si la histéresis puede ajustarse con una parábola, o bien puede tener un tramo de dependencia cuadrática para las bajas amplitudes y uno lineal para amplitudes mayores.

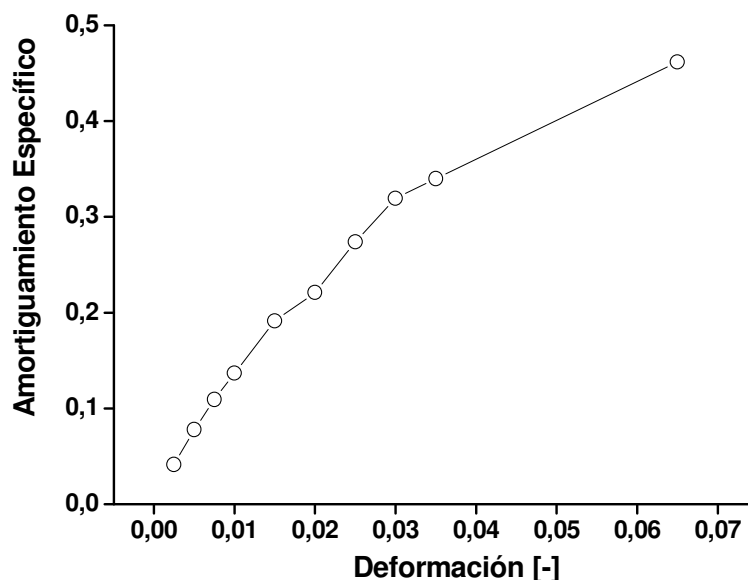


Figura 4.25. Amortiguamiento correspondiente a los ciclos de la **Figura 4.23**.

El último de los ensayos donde se estudió la capacidad disipativa en función de la amplitud fue realizado sobre un alambre de $2,46\text{ mm}$ de diámetro y 64 mm de longitud al cual se aplicó un entrenamiento con 100 ciclos a 1 mm/min en la máquina MTS a temperatura ambiente. Luego, para el ensayo se utilizó una frecuencia de $1,8\text{ Hz}$, y se estudiaron ciclos de pequeña amplitud de deformación, en el rango $0,01$ y $0,02$. El valor de la frecuencia se corresponde con el modo de oscilación de un sistema para mitigación, estudiado en el **Capítulo 12**. Se programaron 4 ciclados compuestos de paquetes de ciclos de diferentes amplitudes de deformación, representados en la **Figura 4.26**. Los ciclados A y B tienen como deformación mínima 0. En el A la secuencia es creciente y en el B decreciente. Los ciclos de los grupos C y D fueron hechos partiendo de precargas de 200 MPa y 300 MPa respectivamente, ubicando la amplitud de deformación un 80 % por arriba y un 20 % por debajo. En la **Figura 4.27** se muestran, superpuestos sobre un ciclo completo, ciclos representativos de cada paquete de amplitud, de todos los grupos. Los ciclos del grupo A y B se superponen, y no se observaron diferencias importantes entre el ciclado con amplitudes ascendentes y descendentes. Tanto el ciclado de estos dos grupos

como el del grupo C se desarrollan de manera tal que los ciclos de mayor amplitud envuelven a los de menor amplitud. En el caso del grupo D, la trayectoria de cada ciclado de amplitud creciente se desplaza hacia arriba y hacia la izquierda.

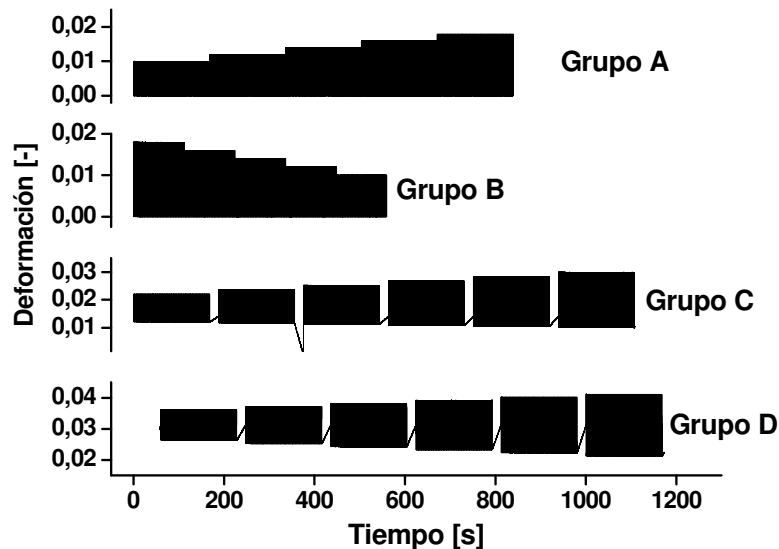


Figura 4.26. Deformación vs. tiempo de programas de ciclados realizados a $1,8\text{ Hz}$.

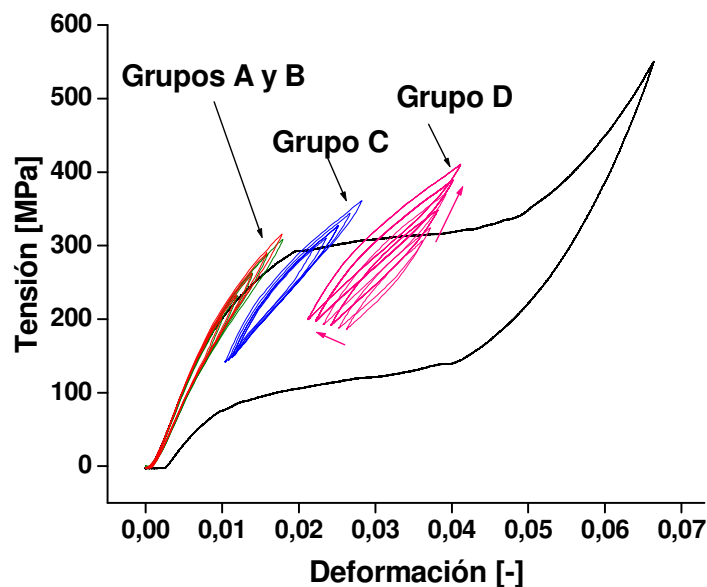


Figura 4.27. Ciclos de diferentes amplitudes correspondientes a los grupos de la **Figura 4.26**.

En la **Figura 4.28** se grafican las energías disipadas por la histéresis correspondiente a cada ciclado. Si bien parece existir una relación lineal en contraste con la

dependencia parabólica con la que se ajustaron los puntos de la **Figura 4.24**, el rango de amplitud es pequeño como para definir un comportamiento lineal o cuadrático. De todas maneras, se ajustó con una parábola la histéresis en función de la deformación para los grupos A y B y otra para los grupos C y D. En la Figura también se incluye la parábola de ajuste de la **Figura 4.24**.

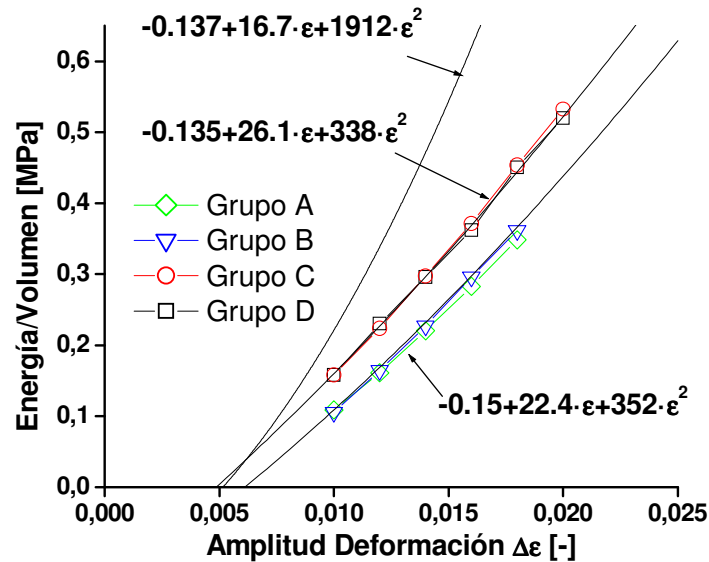


Figura 4.28. Histéresis en función de la amplitud de deformación para los ciclos de la **Figura 4.27**.

La comparación indica que los ciclos a $1,8 \text{ Hz}$ disipan menos energía que a $0,02 \text{ Hz}$. Existe un pequeño efecto asociado a la precarga, que mejora la disipación en todas las amplitudes. Pero no se observan diferencias entre las precargas a 200 y 300 MPa respecto a las energías disipadas.

4.4.3 Comentarios Finales acerca del Efecto de la Amplitud de Deformación

Si bien se midieron las propiedades disipativas para distintas amplitudes de deformación, no es posible concluir acerca de una tendencia general. Los alambres finos parecen tener una evolución lineal de la histéresis, mientras que los resultados sobre los alambres gruesos se ajustan mejor con parábolas. Queda claro que los ajustes, o los modelos propuestos para las trayectorias a diferentes amplitudes dependen de variables adicionales. Por ejemplo, la frecuencia o velocidad de ciclado y la posición relativa al ciclo completo. Como se dijo en la introducción, si las condiciones de trabajo están dadas, por ejemplo los alambres tendrán ya fijas sus dimensiones, frecuencias de oscilación, niveles

de pretensado, etc., entonces pueden medirse la histéresis y amortiguamiento específico en función de la amplitud para estas condiciones. En la siguiente sección se evaluará experimentalmente el efecto de la velocidad de ciclado.

4.5 Efecto de la Velocidad de Ciclado

4.5.1 Motivación

Tanto en los ciclados de entrenamiento con máxima amplitud de deformación como en los ciclados de amplitud variable, las características de las curvas exhiben una dependencia respecto de las velocidades o frecuencias de deformación aplicadas. Esta dependencia ha sido estudiada en numerosos trabajos sobre diferentes geometrías [Heller 2009, Piedbouf 1998, He 2010]. Los modelos descriptivos incluyen el acoplamiento termomecánico representado por la dependencia de las tensiones críticas de transformación con la temperatura a través de la relación de Clausius-Clapeyron. En esta sección se muestran los resultados de experimentos propuestos para estudiar sistemáticamente el efecto de la velocidad de ciclado sobre las curvas σ - ϵ y sobre las propiedades disipativas. En todos los casos se trabajó con alambres de 2,46 y 0,50 mm de diámetro en condición estabilizada. La máquina INSTRON, de accionamiento mecánico presenta limitaciones para valores de V_{elong} mayores a 100 mm/min, por lo que en general los ensayos fueron realizados en la máquina MTS, sin la posibilidad de controlar la temperatura exterior. En el **Capítulo 9** se estudia la dependencia de la respuesta mecánica con la velocidad de ciclado mediante un modelo termomecánico.

4.5.2 Descripción de los Ensayos y Resultados

Primero se presentan ensayos realizados en la máquina Instron sobre un alambre de 0,50 mm de diámetro y 70 mm de longitud, entrenado a 1 mm/min y 30° C. En el primer ensayo se midieron ciclos a diferentes velocidades de deformación, completos e internos con amplitudes de desplazamiento de 4 y 2 mm, respectivamente. En la **Figura 4.29a** se muestran las curvas σ - ϵ de los ciclos completos, para valores de V_{elong} de 1, 5, 10, 20, 35 y 50 mm/min. En la **Figura 4.29b** se incluyeron los ciclos internos registrados a V_{elong} 1, 2, 5, 7,5, 10, 15, 20, 35 y 50 mm/min junto con un ciclo completo en rojo. Las flechas en las

Figuras indican la tendencia de las tensiones con el aumento de V_{elong} . Claramente existe un aumento de las tensiones de transformación y un descenso en las tensiones de retransformación. La recta diagonal que une los puntos de retorno presenta una inclinación que aumenta con V_{elong} .

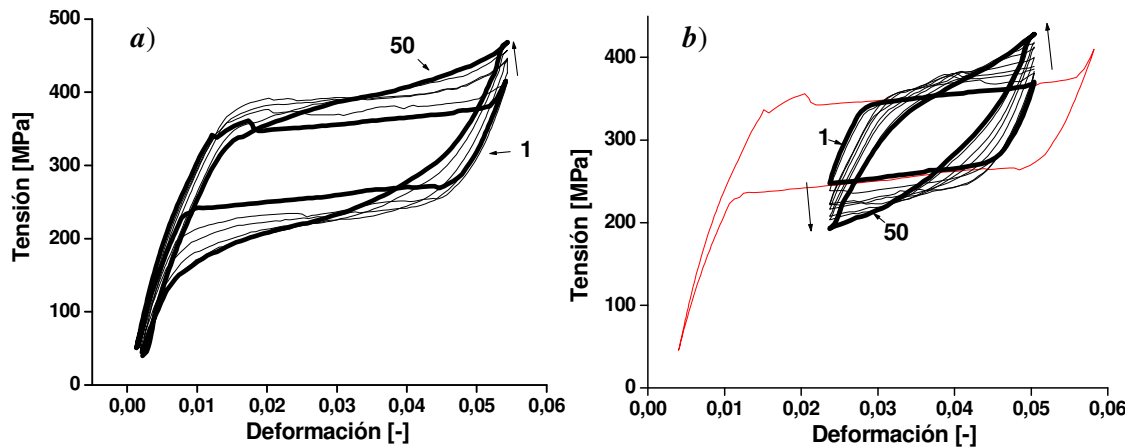


Figura 4.29 Curvas σ - ϵ correspondientes a ciclos realizados a distintos valores de V_{elong} sobre alambre de 0,50 mm de diámetro. **a)** Ciclos completos a 1, 5, 10, 20, 35 y 50 mm/min. **b)** Ciclos internos a 1, 2, 5, 7,5, 10, 15, 20, 35, y 50 mm/min.

En la **Figura 4.30** se graficó la histéresis y el amortiguamiento específico en función de V_{elong} . Las curvas exhiben máximos estimados en $V_{elong} = 7,5$ mm/min para los ciclos internos y en 15 mm/min para los ciclos completos.

En la **Figura 4.31a** se aislaron los ciclos completos a 1, 5 y 10 mm/min. Allí se observa el efecto del incremento de V_{elong} ; cada trayectoria envuelve a los ciclos realizados más lentamente, estableciéndose plateaus de transformación a mayor tensión y plateaus de retransformación a menor tensión. Estos plateaus se establecen luego de una transición que aparentemente se extiende a medida que aumenta V_{elong} . En la **Figura 4.31b** se separaron de la **Figura 4.29b** los ciclos internos a 1, 2, 5 y 7,5 mm/min, donde se observa la misma tendencia que en los ciclos completos.

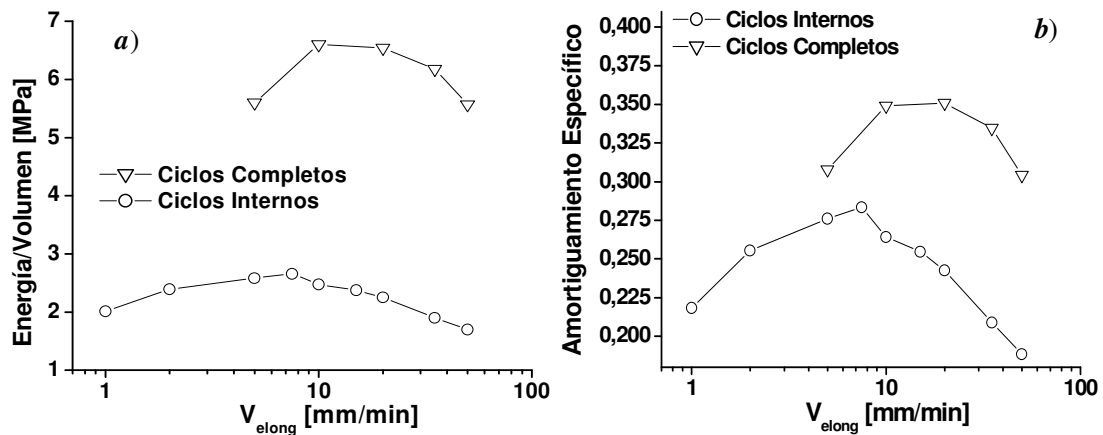


Figura 4.30. Energía de Histéresis y Amortiguamiento Específico en función de V_{elong} , para un alambre de 0,5 mm de diámetro.

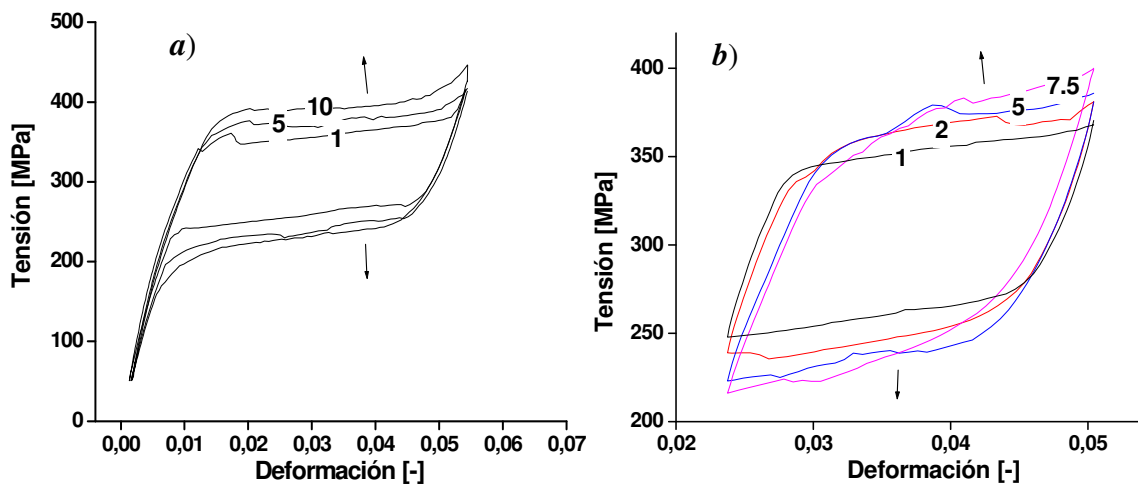


Figura 4.31. Ciclos separados de la Figura 4.29 a) completos a 1, 5 y 10 mm/min y b) internos a 1, 2, 5 y 7.5 mm/min

En la trayectoria de carga del ciclo a 7,5 mm/min parece que se alcanza el punto de retorno antes de que se haya establecido el plateau. Esta situación explicaría la tendencia general en los ciclos de la Figura 4.29. En los ciclos a mayores V_{elong} se producen los retornos antes de que se alcance un nivel de plateau estacionario. Es inevitable relacionar estas características de transiciones y estados estacionarios con el problema de transitorio térmico que se establece cuando se considera el calor latente de transformación y el acoplamiento con la respuesta mecánica a través de la relación de Clausius-Clapeyron.

En otro ensayo, realizado sobre el mismo alambre se programaron ciclos a 0,1, 1, 2 y 5 mm/min, con detenimientos de 300 s en tres zonas del plateau de transformación y en 3

zonas del plateau de retransformación. En estos ciclos, ilustrados en la **Figura 4.32**, se observan claramente los diferentes tramos transitorios y estacionarios asociados a cada V_{elong} . Además también resulta claro que, tras la pausa de 300 s, la tensión se dirige aproximadamente hacia el plateau correspondiente al ciclo más lento. El ciclo a 0,1 mm/min manifiesta una caída de tensión menor a 5 MPa por lo que casi no se alcanza a resolver en la curva. Si se considera que las distintas velocidades utilizadas implican distintas tasas con las que se libera el calor latente de transformación y que la tensión se modifica con la temperatura a través de la relación de Clausius-Clapeyron, las tensiones pueden relacionarse con el estacionario térmico asociado a cada valor de V_{elong} . Aquí, la trayectoria obtenida a 0,1 mm/min puede considerarse como una referencia isotérmica.

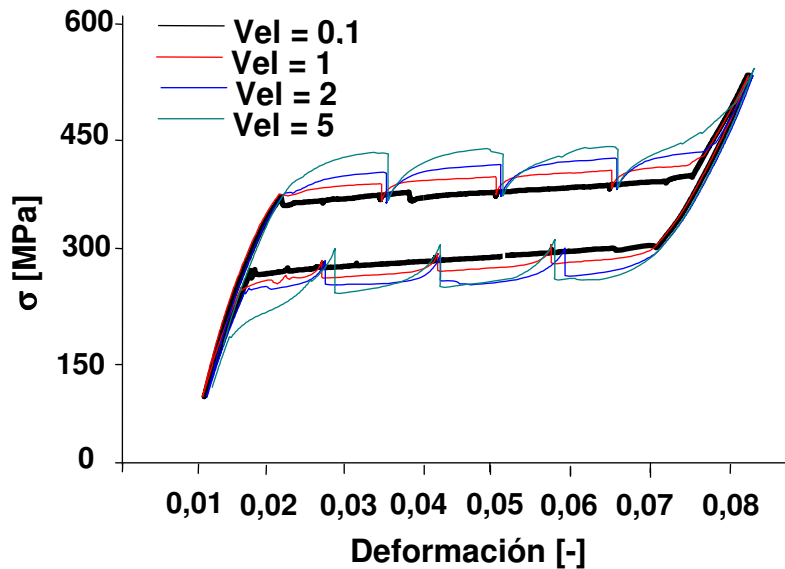


Figura 4.32. Ciclos internos realizados a distintos valores de V_{elong} (indicadas en mm/min). Los saltos de tensión corresponden a las pausas de 300 s programadas.

En la máquina MTS pudieron ensayarse velocidades mayores. Para el programa de ensayos se utilizaron muestras de 120 mm de longitud de alambres de ambos diámetros. En esta serie de ensayos se utilizaron desplazamientos senoidales en lugar de las rampas a V_{elong} constante utilizadas en los ensayos descritos hasta ahora. Otra diferencia respecto a los ensayos antes mencionados es la condición de disipación del ambiente ya que se realizaron bajo convección forzada de aire a 5 m/s, con un ventilador de pie. Se trabajó a temperatura ambiente, controlada por el sistema de aire acondicionado a 22° C. Ambas

muestras fueron entrenadas con 100 ciclos con límites de deformación entre 0 y 8% a 0,01 Hz, lo que corresponde a una velocidad media de 11,52 mm/min. Luego se realizaron varios ciclados a distintas frecuencias manteniendo la amplitud de deformación. El programa de ensayos ejecutado se resume en la **Tabla 4.II**.

Tabla 4.II. Programa de Ensayos en Máquina MTS

Test	Diámetro 2,46 mm			Diámetro 0,50 mm		
	Frecuencia [Hz]	Vel. media [mm/min]	Cantidad Ciclos	Frecuencia [Hz]	Vel. media [mm/min]	Cantidad Ciclos
1	$1 \cdot 10^{-2}$	11,52	100	$1 \cdot 10^{-2}$	11,52	100
2	$5 \cdot 10^{-2}$	57,6	100	$3 \cdot 10^{-2}$	34,56	5
3	$1 \cdot 10^{-1}$	115,2	100	$1 \cdot 10^{-1}$	115,20	10
4	$5 \cdot 10^{-1}$	576	100	$3 \cdot 10^{-1}$	345,60	20
5	1	1152	200	1	1152	100
6	2	2304	200	2	2304	200
7	3	3456	300	3	3456	300
8	$3 \cdot 10^{-5}$	0,034	1	$1 \cdot 10^{-2}$	11,52	5
9	$1 \cdot 10^{-4}$	0,115	2	$3 \cdot 10^{-5}$	0,034	2
10	$3 \cdot 10^{-4}$	0,345	2	$1 \cdot 10^{-4}$	0,115	2
11	$1 \cdot 10^{-3}$	1,15	3	$3 \cdot 10^{-4}$	0,345	18
12	$3 \cdot 10^{-3}$	3,46	3	$1 \cdot 10^{-3}$	1,15	3
13	$1 \cdot 10^{-2}$	11,52	100	$3 \cdot 10^{-3}$	3,46	3

En las **Figuras 4.33 y 4.34** se muestran los últimos ciclos de cada serie obtenidos a diferentes frecuencias para los alambres finos y gruesos respectivamente.

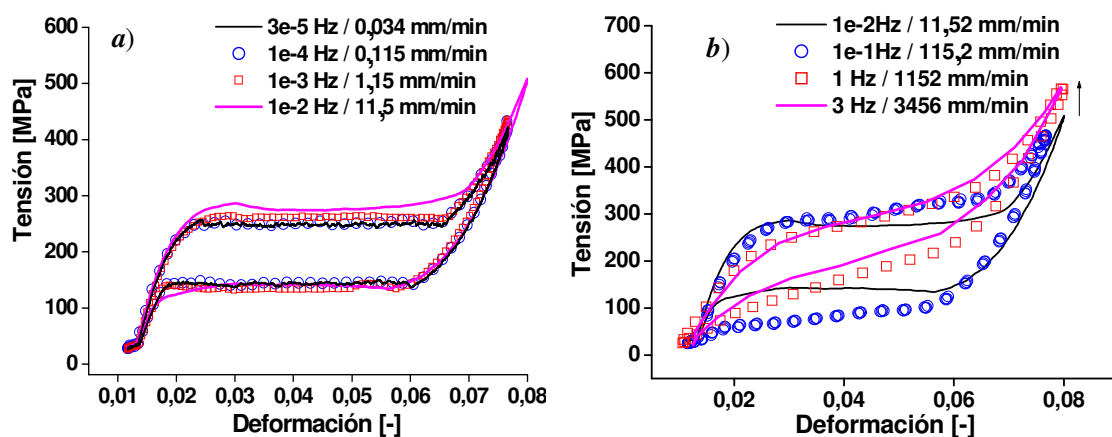


Figura 4.33. Ciclos a tomados a diferentes frecuencias en alambre de 0,50 mm de diámetro. *a)* $3 \cdot 10^{-5}$, $1 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$ y $1 \cdot 10^{-2}$ Hz. *b)* $1 \cdot 10^{-2}$, $1 \cdot 10^{-1}$, 1 y 3 Hz.

En el alambre fino, hasta $0,01\text{ Hz}$, las curvas parecen envolver los ciclos de menor frecuencia, similarmente a lo que ocurre en el experimento de la **Figura 4.32**. A partir de allí los ciclos se comienzan a inclinar. El alambre de $2,46\text{ mm}$ de diámetro muestra ciclos inclinados desde las frecuencias mas bajas, y no parece haber una gran influencia de la frecuencia en las curvas. A medida que aumentan la frecuencia se incrementa la inclinación de los ciclos, se alcanzan mayores tensiones máximas y también aumenta la cantidad de deformación residual acumulada.

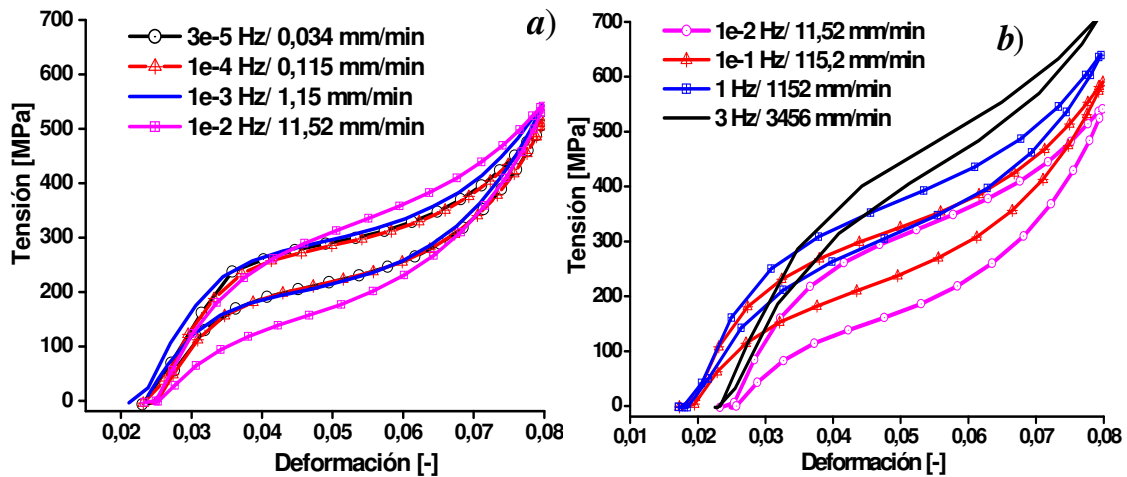


Figura 4.34. Ciclos σ - ϵ tomados a diferentes frecuencias en alambre de $2,46\text{ mm}$ de diámetro. *a)* $3 \cdot 10^{-5}$, $1 \cdot 10^{-4}$, $1 \cdot 10^{-3}$ y $1 \cdot 10^{-2}\text{ Hz}$. *b)* $1 \cdot 10^{-2}$, $1 \cdot 10^{-1}$, 1 y 3 Hz .

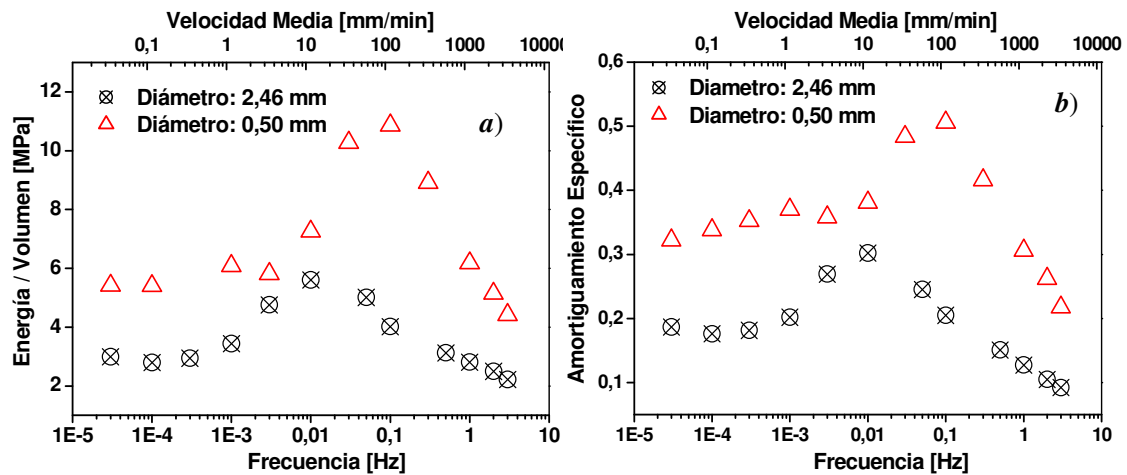


Figura 4.35. Propiedades disipativas en función de la frecuencia para ambos alambres ensayados. *a)* Energía de Histéresis, *b)* Amortiguamiento Específico

En las **Figuras 4.35a y b** se muestra la histéresis y el amortiguamiento específico o *SDC* en función de la frecuencia para ambos alambres. Se observan las mismas características que en los ensayos de la **Figura 4.30**. Es decir, se observa la existencia de una velocidad, o frecuencia, para la cual se maximiza la capacidad de disipación de la aleación. Los alambres finos son en todas las frecuencias mejores disipadores que los gruesos y los máximos se dan a mayores frecuencias que en los gruesos.

El último experimento donde se estudió el efecto de la velocidad de deformación se hizo sobre alambres de $2,46\text{ mm}$ de diámetro en la máquina MTS, a temperatura ambiente de 22°C . En este caso se estudió la dependencia de las curvas σ - ε con V_{elong} en el rango $0,1$ - 2000 mm/min , utilizando diferentes velocidades de entrenamiento y condiciones de disipación externa. El número de ciclos aplicados para cada V_{elong} se indica en la **Tabla 4.III**. La idea de ir aumentando el número de ciclos con V_{elong} es de ciclar suficiente tiempo para que se establezca un comportamiento estable de las curvas.

Tabla 4.III Número de Ciclos para cada V_{elong}

V_{elong}	0.1	0.2	0.5	1	2	5	10	20	50	100	200	500	1000	2000
Ciclos	2	2	5	5	5	10	10	20	20	35	50	100	200	400

Entre cada paquete de ciclos se impuso una pausa de 5 minutos. Para el primer ensayo se tomó una muestra de 92 mm de longitud a temperatura ambiente bajo un régimen de convección natural. Se aplicó un entrenamiento de 100 ciclos a 1 mm/min a un 9 % de amplitud de deformación máxima (estos ciclos se han incluido en la **Figura 4.10**). Luego se aplicó el ciclado indicado en la **Tabla 4.III**. En las **Figuras 4.36a y b** están las curvas σ - ε correspondientes a los últimos ciclos de cada paquete.

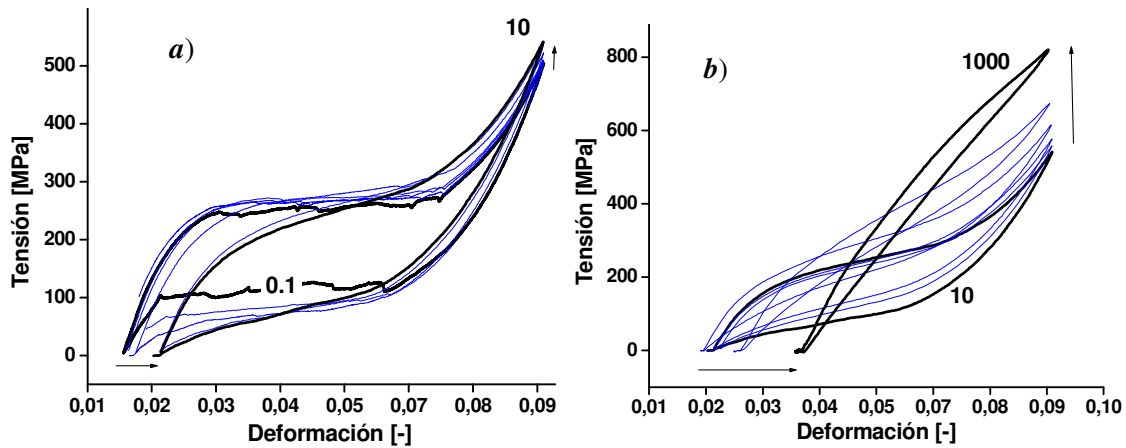


Figura 4.36 Curvas σ - ε correspondientes al ciclado de la **Tabla 4.III**. Se trata de un alambre de 92 mm de longitud, entrenado a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$, a temperatura ambiente y bajo convección natural.

A la izquierda se incluyeron los ciclos desde $V_{elong} = 0,1$ a 10 mm/min . Se observa que el material continúa acumulando deformación residual en los paquetes de ciclos de mayor V_{elong} . A la derecha están las curvas correspondientes al rango 10 - 1000 mm/min . Aquí continúa la tendencia a acumular deformación residual, y se hace notorio el aumento en las tensiones máximas alcanzadas. El ciclo a 1000 mm/min muestra un notable descenso en la histéresis, la deformación residual alcanza 3,8 % y la tensión máxima supera los 800 MPa.

Los ciclados de cada paquete muestran una evolución transitoria diferente para cada V_{elong} . En las **Figuras 4.37a, b y c** están incluidos todos los ciclos de los paquetes a 10, 100 y 1000 mm/min. En la **Figura 4.37d** se muestra la evolución de la histéresis para estos 3 valores de V_{elong} .

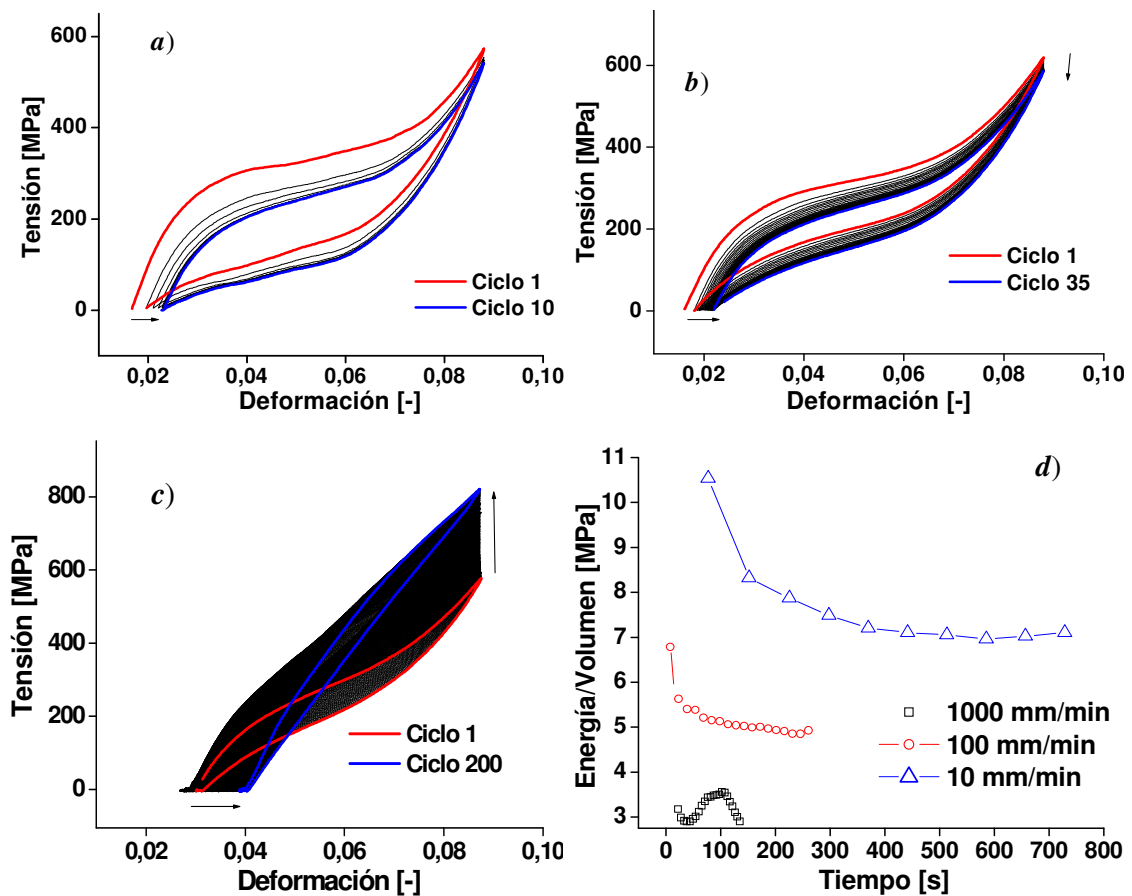


Figura 4.37 a), b) y c) Evolución transitoria de las curvas σ - ϵ para valores de V_{elong} de 10, 100 y 1000 mm/min respectivamente en el ciclado de la **Tabla 4.III**. d) Evolución de la energía de histéresis en función del tiempo para estos tres valores de V_{elong} .

Para 10 y 100 mm/min, la evolución consiste en la acumulación de deformación residual y en un descenso de los niveles de tensión. A 1000 mm/min durante el ciclado se acumula un 1,5% de deformación residual a medida que se van alcanzando mayores tensiones. La energía de histéresis en los ciclados a 10 y 100 mm/min muestra un descenso monótono, hasta una condición estacionaria. A 1000 mm/min la histéresis presenta un comportamiento anómalo, y no puede establecerse que transcurridos 200 ciclos se haya alcanzado un comportamiento estacionario.

A continuación se repitió el ciclado de la **Tabla 4.III** sobre un alambre de 74 mm de longitud. En este caso se aplicó entrenamiento de 100 ciclos a 10 mm/min, a temperatura ambiente y convección natural. Finalmente se aplicó el mismo ciclado a una muestra de 70 mm de longitud, entrenada con 100 ciclos a 10 mm/min, pero manteniendo una convección forzada por medio de un corriente de aire a 5 m/s generada por un

ventilador de pie. La amplitud de deformación utilizada en estos dos últimos ensayos fue de 8%.

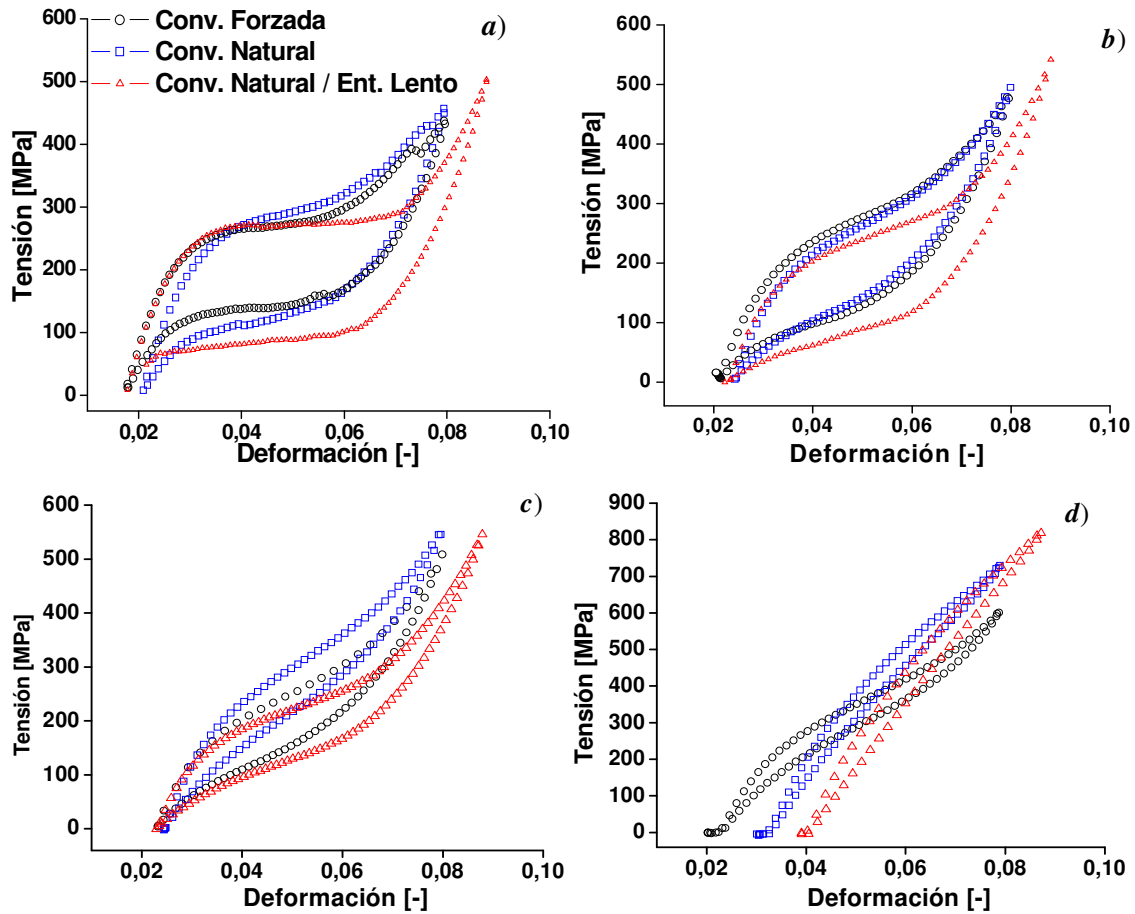


Figura 4.38. Curvas σ - ε obtenidas de los ciclados de la **Tabla 4.III**, en ensayos combinando entrenamientos a 1 mm/min y 10 mm/min bajo convección natural, y entrenamientos a 10 mm/min y convección forzada. Las curvas corresponden a los últimos ciclos de cada paquete a valores de V_{elong} de: **a)** 1 mm/min , **b)** 10 mm/min , **c)** 100 mm/min y **d)** 1000 mm/min .

En las **Figuras 4.38a, b, c y d** se comparan los ciclos obtenidos a $V_{elong} = 1, 10, 100$ y 1000 mm/min respectivamente. A $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$ se pueden ver las diferencias entre haber aplicado los distintos entrenamientos. Se ve como los ciclos entrenados a 10 mm/min tienen una transición entre los tramos elásticos y de transformación más extendida que los entrenados a 1 mm/min . Esta característica influye los ciclos obtenidos a 10 y a 100 mm/min . A simple vista se observa que el entrenamiento a 1 mm/min provee mayores anchos de histéresis hasta 100 mm/min . A 100 y 1000 mm/min se observan mayores niveles de tensión máxima en los ciclados con convección natural. A 1000 mm/min la

forma de las 2 curvas obtenidas con convección natural son similares, aunque en el alambre entrenado a 1 mm/min se acumula mayor deformación residual. En la **Figura 4.39a** y **b** se comparan las energías de histéresis y el *SDC* en función de V_{elong} de los tres ensayos realizados.

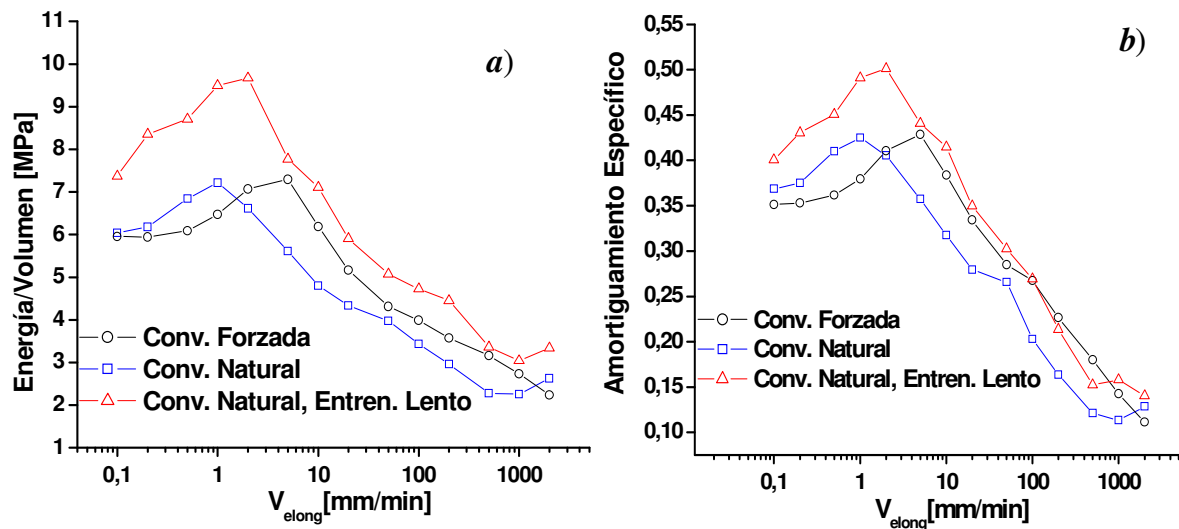


Figura 4.39. *a)* Energía de Histéresis y *b)* Amortiguamiento Específico en función de V_{elong} para los 3 ciclados de la **Tabla 4.III** realizados a alambres entrenados a 1 y 10 mm/min, utilizando como condición de disipación convección natural o forzada.

Se observan las mismas características que se habían obtenido en los resultados de la **Figura 4.35**, es decir, cada alambre exhibe una velocidad para la cual se maximizan las propiedades disipativas. Luego, se observa un descenso, que teniendo en cuenta la escala logarítmica, permite establecer que ni la histéresis ni el *SDC* varían mucho con V_{elong} de 200 a 2000 mm/min.

En las **Figuras 4.30**, **4.35** y **4.39** donde se representan resultados de ciclos obtenidos bajo diferentes condiciones, se repite la misma forma de las curvas. Todas las curvas exhiben un máximo, pero la posición del mismo varía en cada caso. Por ejemplo, en la **Figura 4.35** el alambre fino muestra máxima disipación cerca de $V_{\text{elong}} = 100 \text{ mm/min}$, mientras que en la **Figura 4.39** el alambre grueso entrenado a 10 mm/min , ciclado bajo convección natural maximiza su histéresis cerca de a 1 mm/min . Está claro que el aumento en la velocidad del aire hace desplazar las curvas a la derecha, incrementando el valor de V_{elong} donde se da el máximo, y también se observó este desplazamiento hacia la derecha

en las curvas del alambre fino respecto del grueso, en la **Figura 4.35**. Un modelo tomado de los procesos de relajación anaelástica [Nowick 1972] seguido por *He et al* [He 2010], permite evaluar la performance disipativa de los alambres asumiendo que la dependencia de las curvas con V_{elong} está asociada estrictamente al acoplamiento entre los efectos térmicos asociados al calor latente de la transformación y al acoplamiento con la respuesta mecánica debido a la relación de Clausius-Clapeyron, presentada en el **Capítulo 2**. El concepto que elaboran es que la capacidad de disipación se maximiza cuando los tiempos de generación del calor se igualan a los tiempos en los que este calor es disipado hacia el exterior. Un período característico para la disipación puede establecerse suponiendo que la disipación está dominada por la convección [Incropera 1996]:

$$t_{dis} = \frac{C_e \cdot \rho \cdot r}{2 \cdot h} \quad (4.1)$$

donde C_e es el calor específico, ρ es la densidad, r es el radio del alambre y h es el coeficiente de convección, o coeficiente de superficie. En el **Capítulo 8**, donde se desarrolla un modelo termomecánico volveremos sobre esta expresión de tiempo t_{dis} , pero en el contexto de la ecuación general de transferencia de calor durante el ciclado superelástico. El tiempo de transformación es simplemente el transcurrido para alcanzar la máxima deformación:

$$t_{trans} = \frac{L \cdot \Delta \epsilon}{V_{elong}} \quad \text{o} \quad t_{trans} = \frac{1}{2 \cdot f} \quad (4.2)$$

Aquí, $\Delta \epsilon$ es la amplitud de deformación y f es la frecuencia utilizada. Entonces, con estas ecuaciones se unificaron todas las curvas obtenidas de la histéresis en función del valor t_{trans}/t_{dis} , en la **Figura 4.40**. Aproximadamente, en todos los experimentos bajo distintas condiciones, el máximo aparece en una banda de t_{trans}/t_{dis} entre 1 y 3, estando razonablemente de acuerdo con lo propuesto por *He et al*.

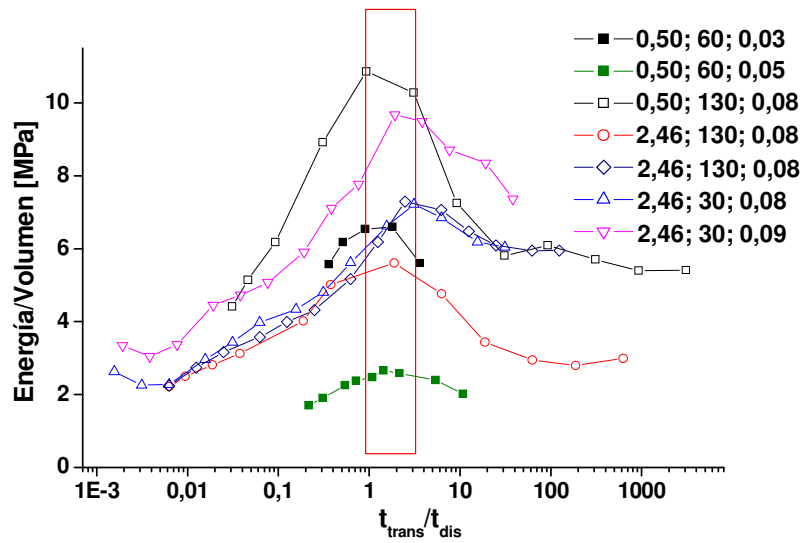


Figura 4.40 Histéresis en función del parámetro t_{trans}/t_{dis} . En las etiquetas se incluyeron separados por comas, el diámetro, el valor estimado de h , y la amplitud de deformación.

4.5.3 Comentarios Finales Acerca del Efecto de la Velocidad de Ciclado

De los diferentes ensayos analizados a lo largo de esta sección puede concluirse que la dependencia de las curvas σ - ϵ con V_{elong} debe estudiarse en el contexto más general del acoplamiento entre la respuesta mecánica del material y los efectos térmicos asociados a la transformación martensítica. En este contexto, tanto V_{elong} , como las condiciones en las cuales se produce el intercambio del calor latente influyen en la respuesta. Más adelante se estudian numéricamente los efectos térmicos y se elabora un modelo termomecánico con el que se intentan reproducir los efectos observados aquí.

5 Estudio de la Fatiga Estructural

5.1 Introducción

Debido a la cantidad de variables que describen un ciclo superelástico, la situación que determina que una Aleación con Memoria de Forma falla por fatiga dependerá de cada aplicación. Cuando, por ejemplo, se ha acumulado una determinada cantidad de deformación residual, o las tensiones de transformación caen bajo un umbral, puede determinarse la falla funcional de la aleación [Duerig 1998, Eggeler 2004]. Pero como ocurre con el resto de los materiales metálicos, las aleaciones de NiTi superelástico también presentan un límite de fatiga estructural. En este último caso se produce la rotura del material. Este tipo de falla puede ocurrir antes o después de que el material haya alcanzado cierto grado de deterioro de sus propiedades funcionales. Por lo tanto, el conocimiento de las propiedades de fatiga estructural es de fundamental importancia en vista a aplicaciones como las estudiadas en este trabajo, donde las aleaciones soportan parte de las cargas que se desarrollan en las estructuras sometidas a distintas excitaciones dinámicas.

Debido a su más fácil implementación, es común estudiar las propiedades de fatiga en alambres de NiTi en ensayos de flexión rotativa. Para ello se utiliza un montaje como el esquematizado en la **Figura 5.1** [Sawaguchi 2003]. En este tipo de ensayos se pueden determinar las deformaciones a lo largo del diámetro de la sección del alambre, en función del radio de curvatura, pero no se cuenta con información directa de las tensiones máximas ni del perfil de tensiones en la sección. Estas tensiones se pueden tratar de inferir a partir de las deformaciones a través de la utilización de modelos superelásticos. Sin embargo, un análisis realista debería incluir, además, el acople termomecánico y su influencia en la distribución de tensiones, la fracción transformada y la deformación plástica.

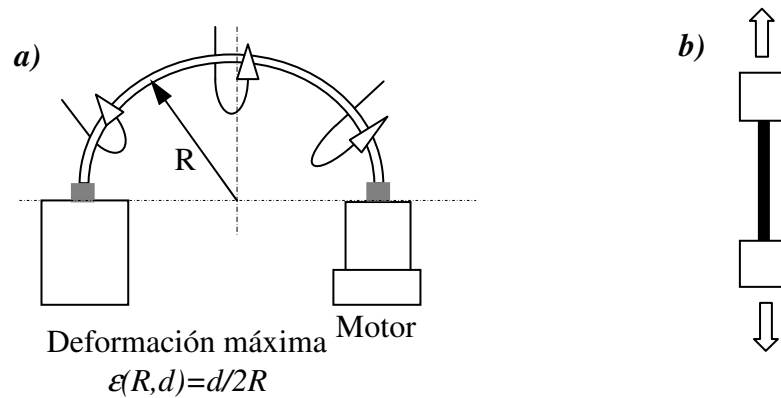


Figura 5.1 Configuración de flexión rotativa (a) y tracción (b) para ensayos de fatiga en alambres de NiTi

Por otro lado, los ensayos uniaxiales de tracción, se utilizan para estudiar las propiedades de fatiga funcional, aunque no es común utilizar este modo de carga para evaluar la vida de los alambres hasta la fractura. En vistas a las posibles aplicaciones donde los alambres de NiTi estarían sometidos casi exclusivamente a esfuerzos variables de tracción, interesa conocer la cantidad de ciclos a la fractura en función de las deformaciones y tensiones uniaxiales [Debdutta 2008].

A continuación se presentan los resultados de un estudio que tiene como objetivo evaluar la vida de los alambres de NiTi como función de la amplitud de deformación, con el fin de estimar niveles de carga admisibles para las aplicaciones estudiadas. También se determina la conveniencia de un entrenamiento previo que, para una misma amplitud de deformación, permite disminuir las tensiones máximas desarrolladas. Al final de la sección se realiza un análisis descriptivo de fractografías obtenidas por microscopía de barrido, donde se discute la importancia relativa de las etapas de nucleación y propagación de la fisura.

5.2 Programa Experimental

Para estos estudios se utilizaron 34 muestras de alambre de NiTi de 2,46 mm de diámetro a las cuales se les aplicaron ciclos de tracción hasta la fractura. Si bien en una primera instancia, la longitud no fue tomada como una variable de análisis, finalmente, se terminaron realizando ensayos con tres rangos de longitudes que se agrupan en torno a los 60-70 mm, 120-130 mm y 160-170 mm. Cada ensayo está constituido por una etapa de entrenamiento (etapa 1) y otra etapa de fatiga (etapa 2) donde se cicla el material hasta la

rotura. La etapa 1 consiste en paquetes de ciclos donde la amplitud de deformación aumenta de manera progresiva. Esta etapa se implementó con el fin de evaluar la evolución de las propiedades disipativas y de la deformación remanente en los primeros ciclos. Se toma el mismo ciclado utilizado por *Casciati y Torra* [Casciati 2008] para estudiar la fatiga en aleaciones de *CuAlBe*. Los niveles o *módulos* de deformación utilizados, *M*, se establecieron de acuerdo a la **Tabla 5.I**, donde también se especifica la frecuencia y la cantidad de ciclos aplicados para dicha deformación.

En la etapa 2 se aplicaron ciclos a $0,25\text{ Hz}$, manteniendo la amplitud de deformación constante, hasta la rotura de la muestra. Originalmente la intención era aplicar en la etapa 2 la máxima amplitud de deformación alcanzada en la etapa 1. Pero luego, se investigó el efecto de fatigar la muestra a una amplitud de deformación menor que la alcanzada en el entrenamiento previo. Así entonces se definen ensayos del tipo *M_M* donde en la etapa 2 se aplica el máximo nivel de deformación *M* alcanzado en la primera etapa, y ensayos *M_N*, donde la deformación de la segunda etapa es a un nivel *N*. En la **Figura 5.2** se esquematizan las etapas de un ensayo del tipo *8_5*, donde se resaltan las deformaciones que se tienen en cuenta para evaluar la vida del alambre. Se realizaron también pruebas con diferentes condiciones externas, para detectar posibles efectos beneficiosos o perjudiciales de las condiciones del medio circundante. Estas condiciones incluyeron un confinamiento en agua, uno en parafina y un ensayo bajo convección forzada de aire, con velocidad de 5 m/s aproximadamente.

Tabla 5.I Amplitudes de deformación correspondientes a cada módulo

Módulo	Deformación (%)	Frecuencia (Hz)	Ciclos # (1era etapa)
1	0,79	0,01	5
2	1,18	0,5	100
3	1,57	0,5	100
4	2,36	0,5	100
5	3,14	0,25	50
6	3,93	0,25	50
7	4,71	0,25	50
8	5,50	0,25	50

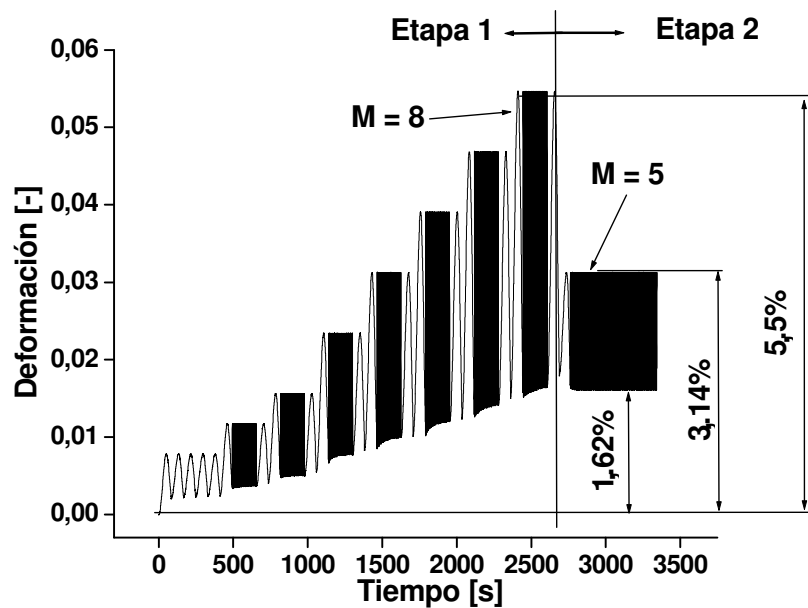


Figura 5.2. Esquema de las etapas que constituyen el ensayo. Durante la primera etapa se desarrolla la deformación residual o remanente, y la deformación efectiva resulta ser menor que la predefinida para el ensayo

5.3 Resultados

Los primeros resultados se refieren a cómo se ven afectadas las curvas σ - ε durante la etapa de entrenamiento. Debido a las amplitudes y frecuencias involucradas son previsibles efectos de velocidad de deformación y de evolución de las propiedades en los ciclos superelásticos. En la **Figura 5.3** se ilustran los ciclos correspondientes a la etapa de entrenamiento de un ensayo 8_8. La deformación residual al final del entrenamiento, aproximadamente 1,7 %, no es recuperada, ni tampoco se configura un nuevo cero para la etapa de fatiga.

Si se analizan los resultados de los diferentes ensayos en un gráfico del tipo S - N siendo N el número de ciclos que resistió cada muestra en la etapa de fatiga y S la amplitud de deformación, pareciera que en ensayos del tipo M - M no existe dependencia de la vida con el nivel de deformación alcanzado. Pero en ensayos M - N , el número de ciclos alcanzados se incrementa con la diferencia M - N , como puede apreciarse en la **Figura 5.4**.

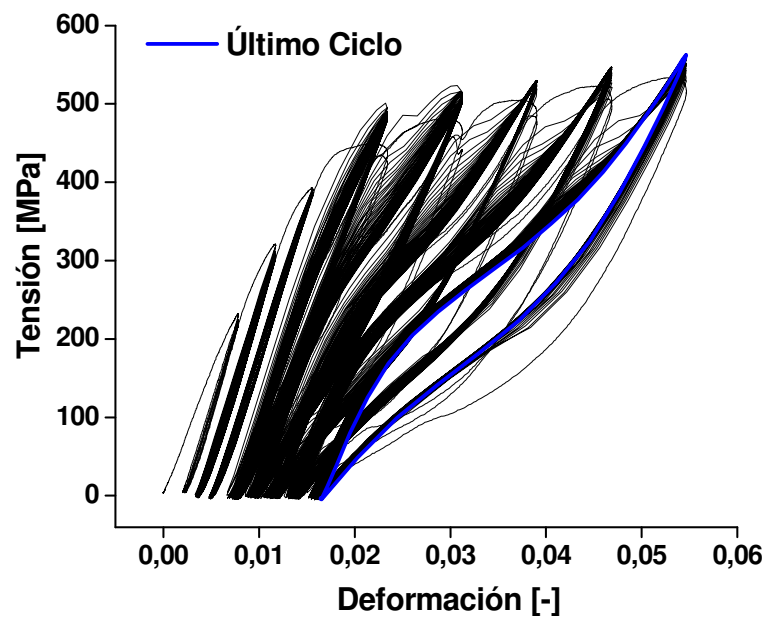


Figura 5.3. Curvas σ - ε correspondientes al entrenamiento con $M = 8$.

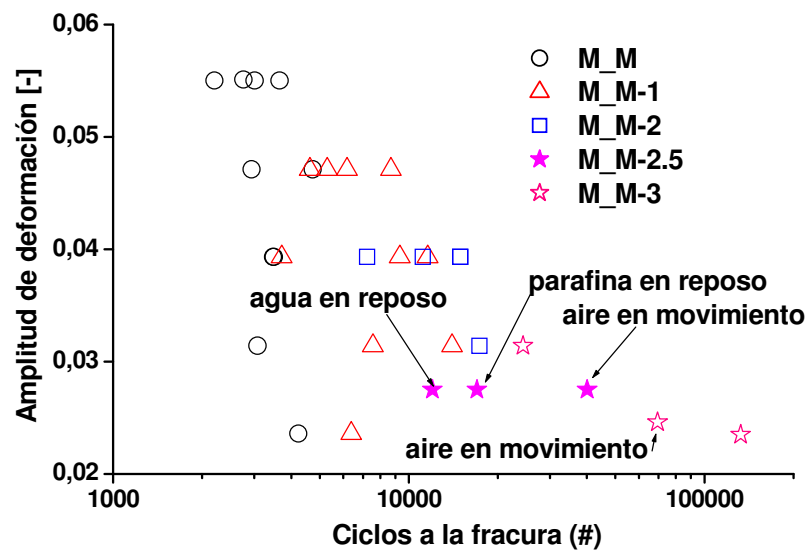


Figura 5.4. Ciclos de vida en función de la deformación aplicada. Los puntos están discriminados según el tipo de ensayo.

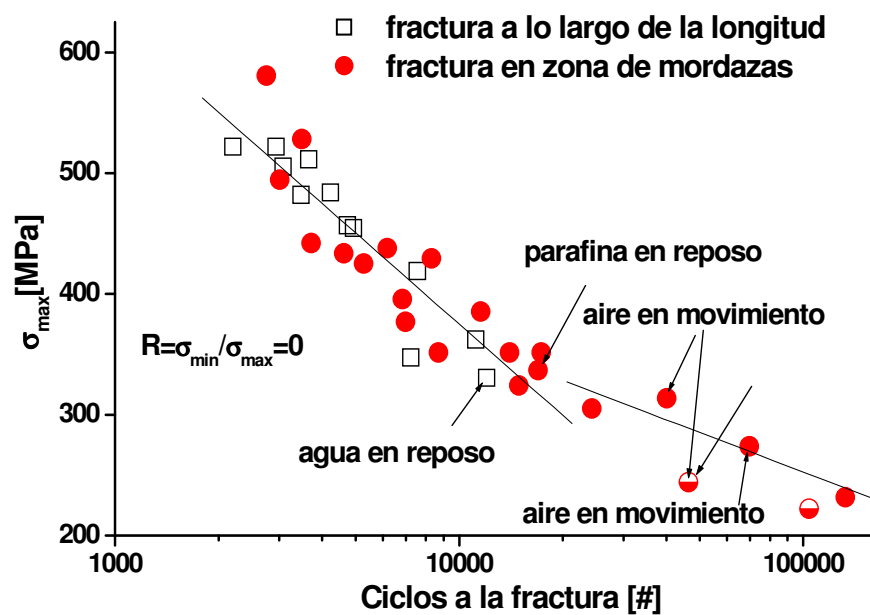


Figura 5.5 Ciclos de vida en función según la tensión de la tensión máxima resultante en cada ensayo

Cuando se evalúan los ciclos obtenidos, y se confecciona la curva *S-N* con la tensión máxima alcanzada en cada ciclo, en lugar de la deformación máxima, los puntos se reagrupan. Esto se ve en la **Figura 5.5**, donde se diferencian 2 zonas con diferente sensibilidad de la vida a la fatiga respecto de la tensión máxima alcanzada. En esta Figura también se ha identificado las muestras donde la fractura se ha producido en la zona de mordazas o a lo largo de la longitud. De las 34 muestras, 11 rompieron a lo largo de la longitud y el resto en alguna de las mordazas. Si bien las muestras que exhibieron rotura a lo largo de la longitud parecen agruparse en los valores más grandes de tensión, no se puede establecer una tendencia definitiva. El ciclado bajo distintas condiciones de convección no presenta diferencias notables respecto al resto de los ensayos.

5.4 Discusión

Los resultados, según la **Figura 5.5**, parecen indicar que la tensión máxima aplicada es el parámetro que determina los ciclos de vida de los alambres. Existe un nivel de tensión, en torno a los 300 MPa, por encima del cual no se superan los 10000 ciclos de vida. El problema surge en cómo determinar el nivel de tensiones que se obtiene para una determinada deformación. Por otro lado, los resultados parecen indicar, y la **Figura 5.6** lo

confirma, que los ensayos del tipo M_N presentan menores niveles de tensión que ensayos N_N, y por ende, mas ciclos antes de la fractura. Es decir, las tensiones máximas desarrolladas presentan una dependencia con la historia previa del ciclado. Una explicación a esta observación se plantea a continuación.

Las tensiones máximas desarrolladas dependen de varios factores. Cuando se está ciclando en régimen superelástico, la tensión corresponde a la tensión del plateau de transformación a la que se le suman efectos térmicos debido al acoplamiento termomecánico. Como se vio al principio de este capítulo, uno de los efectos del ciclado superelástico es que a medida que se acumulan ciclos va descendiendo la tensión del plateau hasta un valor estable. Otro aspecto, que se estudia en el **Capítulo 6** es el carácter local de la transformación, y que el plateau se desarrolla con el movimiento de interfaces. Entonces, si la transformación no se completa, y durante todos los ciclos se restringe a una porción del alambre, el efecto del ciclado afecta sólo a esa porción del material. Cuando en un ciclo posterior se intenta sobrepasar la deformación máxima anterior, las interfases deben avanzar sobre el material que ha sufrido menos, o nada, el efecto del ciclado. Entonces, la tensión necesaria para hacer que la interfase avance hacia esas regiones aumenta. Este efecto fue observado en experimentos a muy baja velocidad por *Iadicola et al* [Iadicola, 2008b]. La **Figura 5.6** ilustra esta observación en los experimentos aquí descritos. Al finalizar el ciclado de entrenamiento sobre un alambre en M7 se realizó un ciclo a baja velocidad de manera que se complete la transformación. Se observa, en la curva de línea gruesa, que el ciclo completo presenta una transición entre 2 niveles del plateau. Aparentemente, para deformar el material, hasta el límite adonde se lo ha deformado anteriormente, es necesario atravesar esa transición. Ciclados de menor amplitud están relacionados con el nivel de plateau mas bajo, y por lo tanto se desarrollan menores tensiones, como muestra el ciclo de la segunda etapa, donde se deforma en M5 después de haber deformado en M7. En la **Figura 5.7** se ilustra la evolución de las curvas σ - ϵ durante el ciclado en módulo 5. El primer ciclo está dado por la curva roja (en la versión electrónica), con un punto de inflexión durante la carga, que corresponde a la máxima deformación del módulo anterior. En este nuevo módulo, se alcanza la tensión del plateau, en el primer ciclo. En los ciclos posteriores, se observa el descenso de las tensiones correspondientes a la evolución del nuevo material que ahora sí participa de la transformación. La tensión máxima, alcanzada con la máxima deformación, no desciende,

y las curvas se tornan inclinadas. En la **Figura 5.8** se muestran las tensiones máximas alcanzadas en función de las deformaciones. Puede observarse como, en ciclos del tipo $M-N$ los puntos correspondientes a una misma diferencia $M-N$ alcanzan valores similares de tensión.

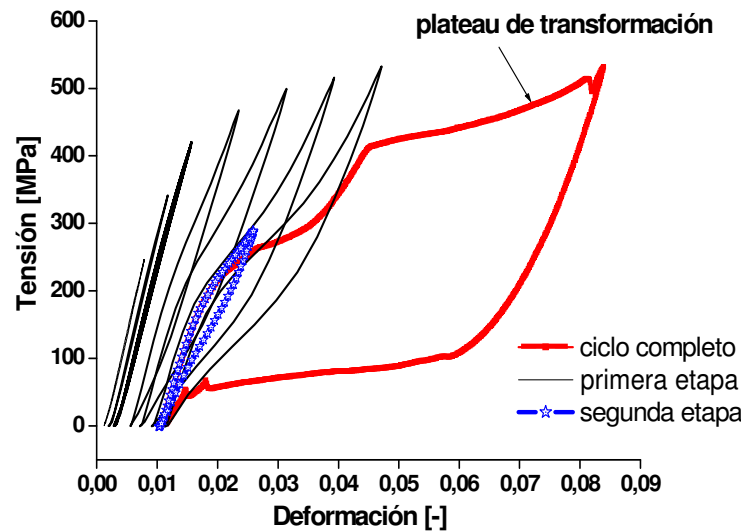


Figura 5.6. El hecho de superar una deformación máxima alcanzada en ciclados anteriores implica vencer una tensión mayor, debido a que el material que va a ser transformado por primera vez no disminuyó sus tensiones de transformación, como sí lo han hecho las porciones de material que fueron transformadas previamente.

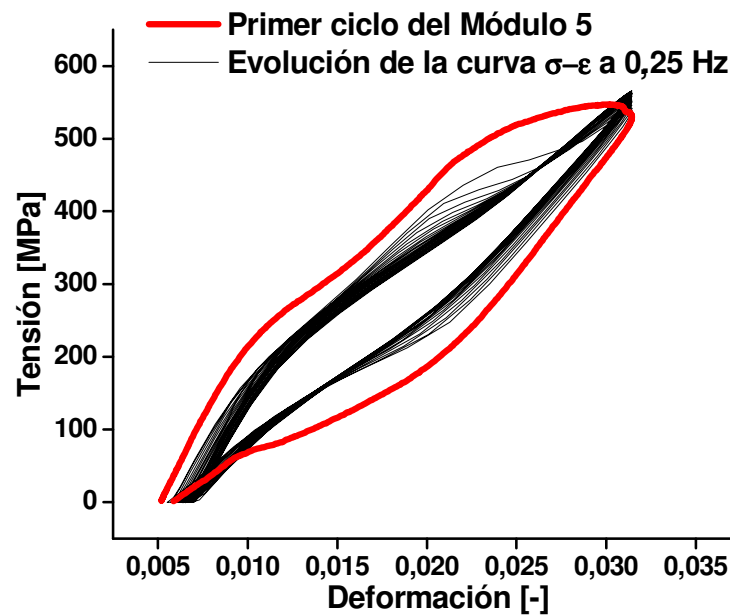


Figura 5.7. Evolución de las curvas cuando para un nivel de deformación. La tensión máxima corresponde al mayor nivel de deformación, y no desciende, obteniéndose un ciclo inclinado

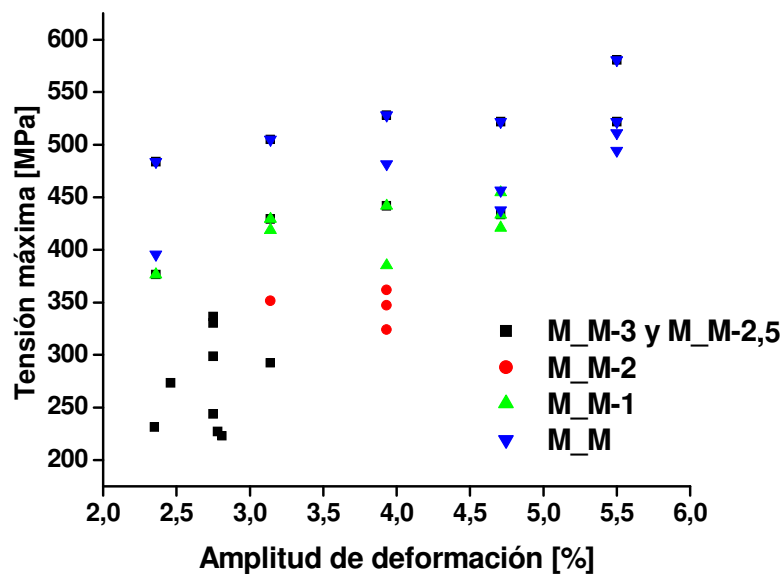


Figura 5.8. Tensiones máximas alcanzadas en función de la deformación impuesta en los distintos ensayos. Es notable el descenso de las tensiones en ensayos M_N cuando se incrementa la diferencia entre M y N .

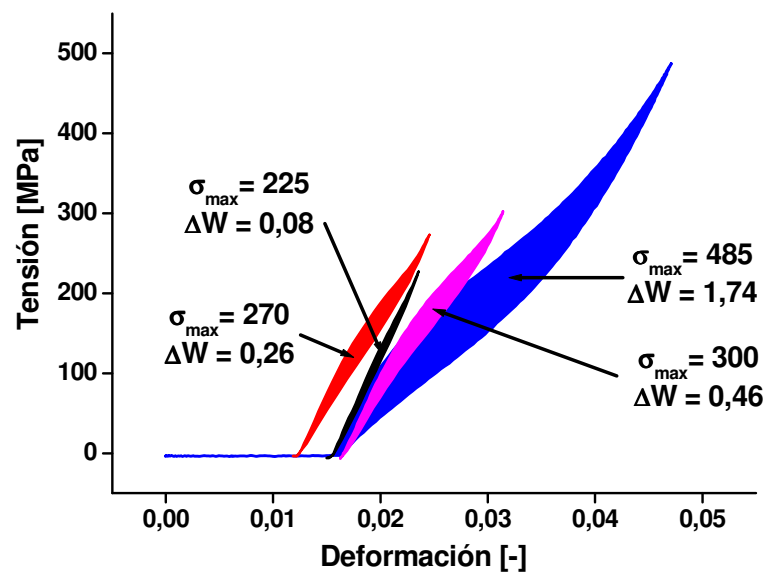


Figura 5.9. Energías de histéresis correspondientes a varios ciclos de diferentes amplitudes.

En cuanto a la vida de los alambres, en vistas a aplicaciones en ingeniería antisísmica, eventos que involucren cargas menores a 375 MPa pueden producir vidas mayores a los 10000 ciclos como puede observarse en la **Figura 5.5**, mucho más que suficientes para soportar un sismo. Cuando se apunta a aplicaciones de cargas más frecuentes y prolongadas, como puentes sometidos a cargas debido al viento, pueden considerarse viables cuando las cargas sufridas sean menores a los 200 MPa. En estos casos, las capacidades disipativas de la histéresis superelástica se ve muy reducida, como indican las áreas de los ciclos de la **Figura 5.9**. Esto también puede observarse en la **Figura 5.10**, donde se graficaron las tensiones máximas desarrolladas en función de la energía disipada. Un caso de estudio de este tipo de aplicaciones, con datos experimentales es presentado en el **Capítulo 10**.

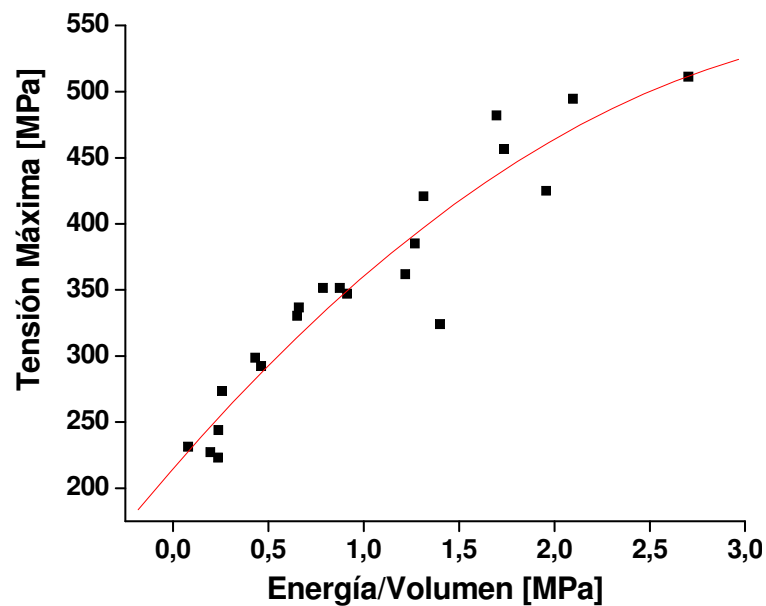


Figura 5.10. Tensión máxima alcanzada como función de la energía de histéresis. Si bien se logra mejorar la vida cuando las tensiones bajan de los 250 MPa, se sacrifican las propiedades disipativas.

5.5 Análisis Descriptivo de Fractografías con Microscopía Electrónica de Barrido

En la **Figura 5.11** se muestra la fractografía de la sección transversal de una muestra correspondiente a un ensayo M_N con $M = 6$ y $N = 5$. En primera instancia se aprecia una fractura plana, y no se observan marcas de playa asociadas al avance de un frente de fisura. El área encerrada presenta, como veremos abajo, características que hacen presumir que allí hubo crecimiento de fisura, pero en la mayor parte de la sección el aspecto de la superficie presenta huecos típicos de una rotura con características dúctiles por sobretensión.

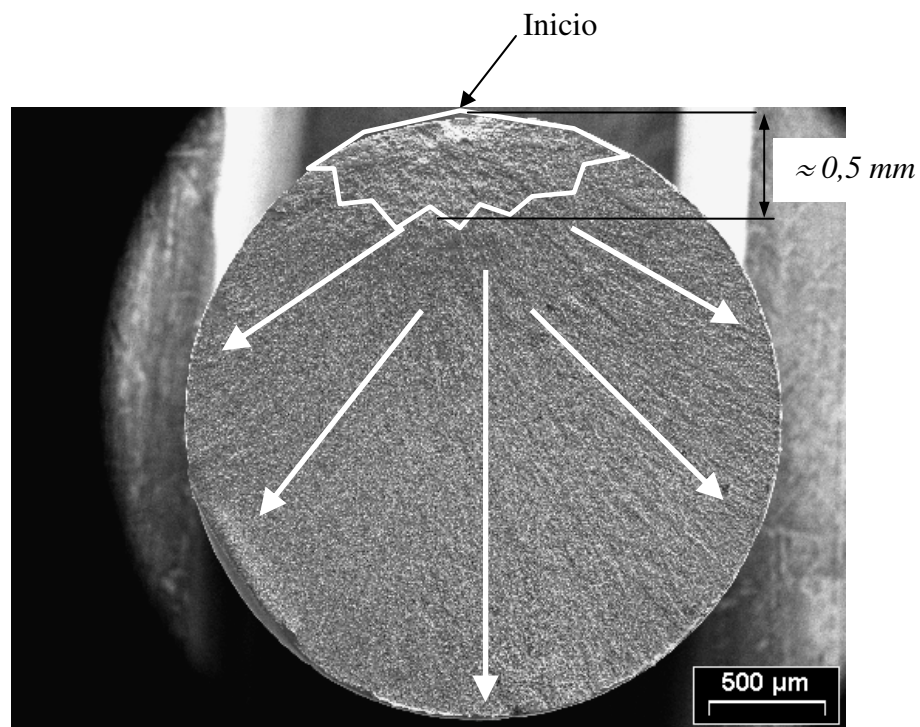


Figura 5.11. Fractografía de alambre de NiTi. Corresponde a muestra ciclada con $\epsilon_{max} = 3,14 \%$, $\sigma_{max} = 350 \text{ MPa}$. La fractura total se produjo a los 14027 ciclos.

En efecto, las **Figuras 5.12a y b** corresponden a fotomicrografías pertenecientes a la zona supuesta como de fractura final, ubicada en la parte inferior de la fractografía de la **Figura 5.11**. Características similares en las superficies de fractura fueron observadas por *Sawaguchi et al* [Sawaguchi 2003] en alambres de $1,4 \text{ mm}$ de diámetro de una aleación equivalente en experimentos de fatiga en flexión rotativa

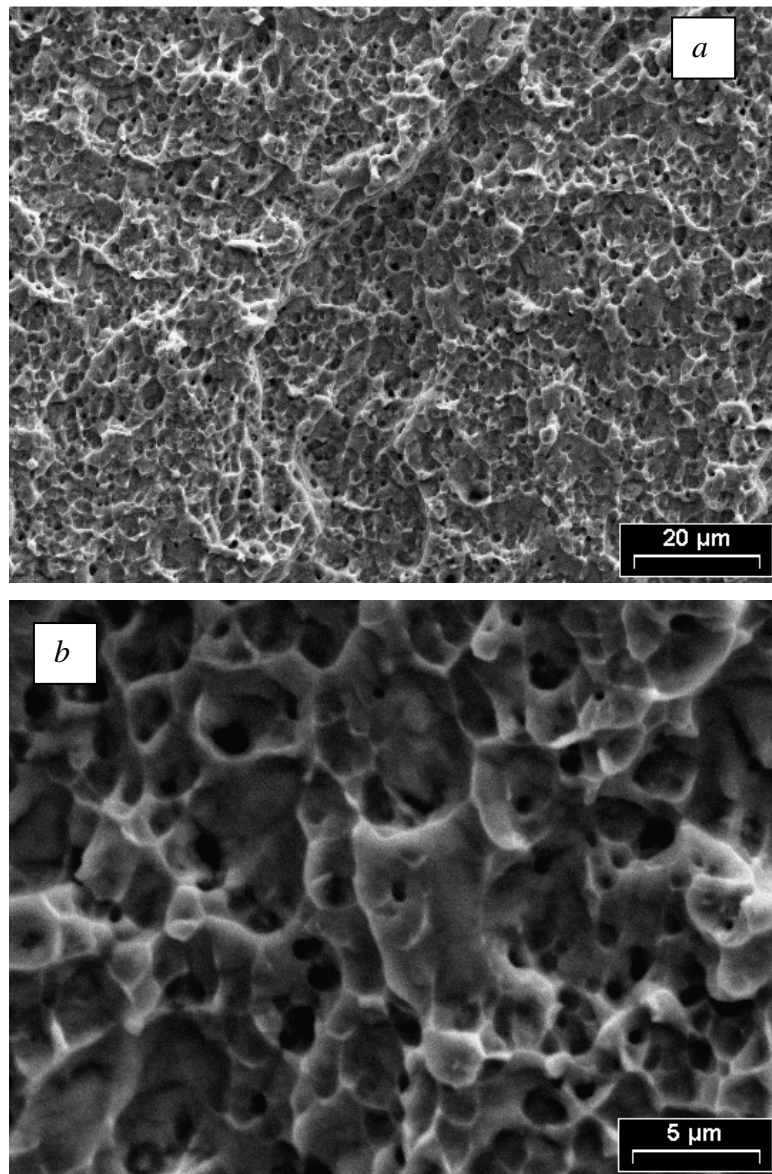


Figura 5.12. Superficie de fractura compuesta por huecos típicos de fractura. Estas superficies corresponden a la parte inferior de la **Figura 5.11**, donde se produjo la fractura final.

Esta superficie con aspectos de fractura dúctil compuesta por huecos parece conformar toda la sección. Pero las imágenes con mayor amplificación de la zona cercana a donde se originó la fractura muestran otro aspecto. En las **Figuras 5.13a** y **b** se muestra la zona de inicio amplificada en la que se aprecia una clara diferencia con la superficie de huecos. Ahora se observa una superficie con rugosidades aplastadas, aparentemente indicando el crecimiento de una fisura, que se puede apreciar con mayor detalle en las **Figuras 5.14a** y **b**.

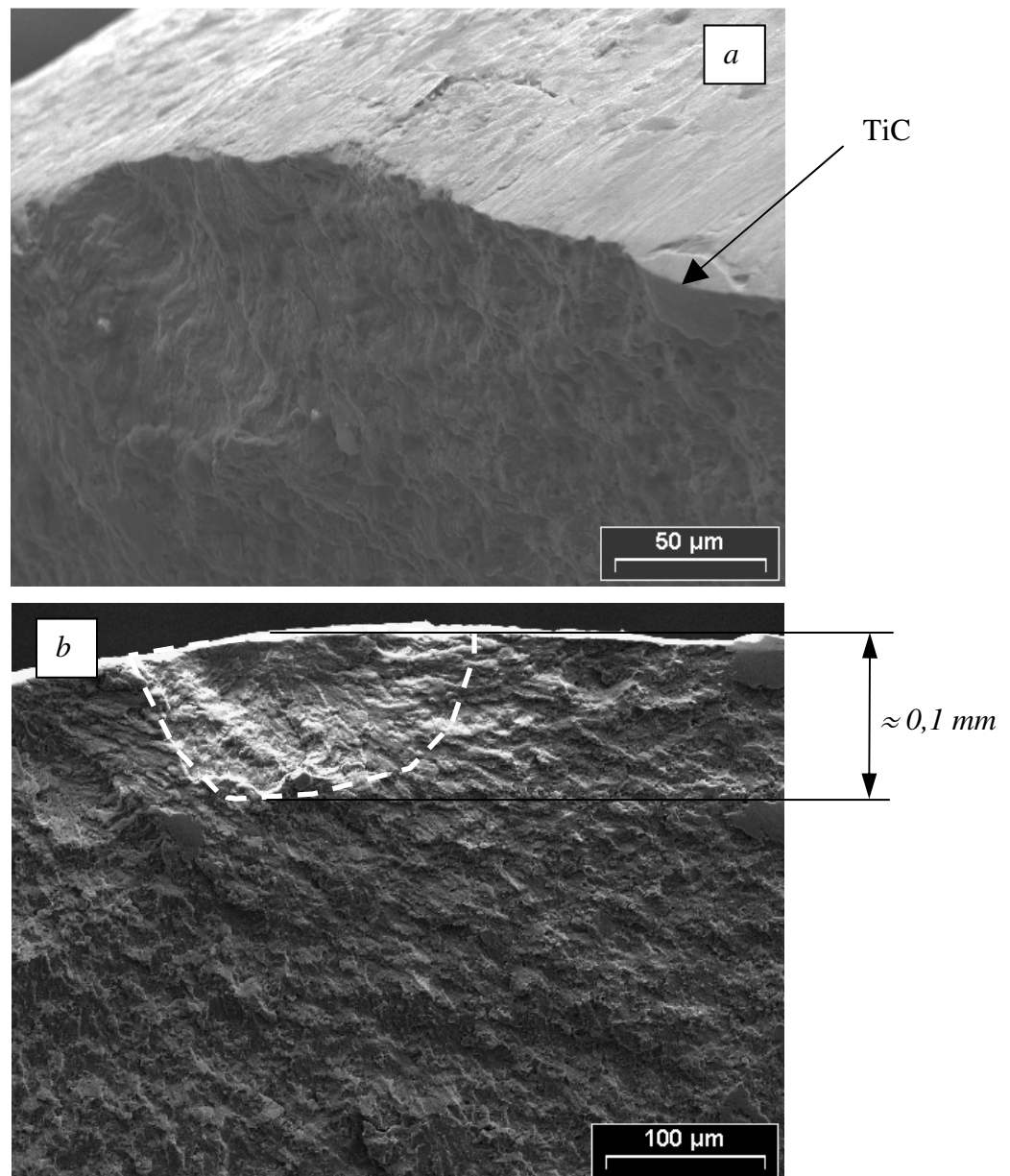


Figura 5.13. Detalles de la zona de inicio de fisura

En la **Figura 5.13b** se observa que la fisura habría comenzado a crecer a partir de una región semielíptica de unos $200\ \mu\text{m}$ de ancho y unos $100\ \mu\text{m}$ de profundidad. Esta zona puede haberse originado por la rotura o la decohesión de inclusiones de carburos como el identificado en la **Figura 5.13a**.

Identificadas estas diferencias entre las dos zonas demarcadas en la **Figura 5.11**, las flechas blancas incluidas en la misma sugieren la dirección en la que se produjo la fractura final.

Para una fisura con geometría semielíptica puede estimarse el factor de intensidad de tensiones en su zona más profunda con una ecuación del tipo:

$$K_1 = \frac{C}{\Phi} \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \quad (5.1)$$

Tomando coeficientes geométricos $C = 1,2$, y $\Phi = \pi/2$ [Raju 1979] y recordando que la tensión máxima aplicada fue de 350 MPa para el caso en consideración, la tenacidad a la fractura K_{IC} calculada, suponiendo que se cumplen las condiciones de estado plano de tensiones, sería de $10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Este valor resulta menor que el valor de $33 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ reportado por McKelvey *et al* [McKelvey 1999], aunque en dicho trabajo no se trataba exactamente de la misma aleación ni del mismo modo de carga.

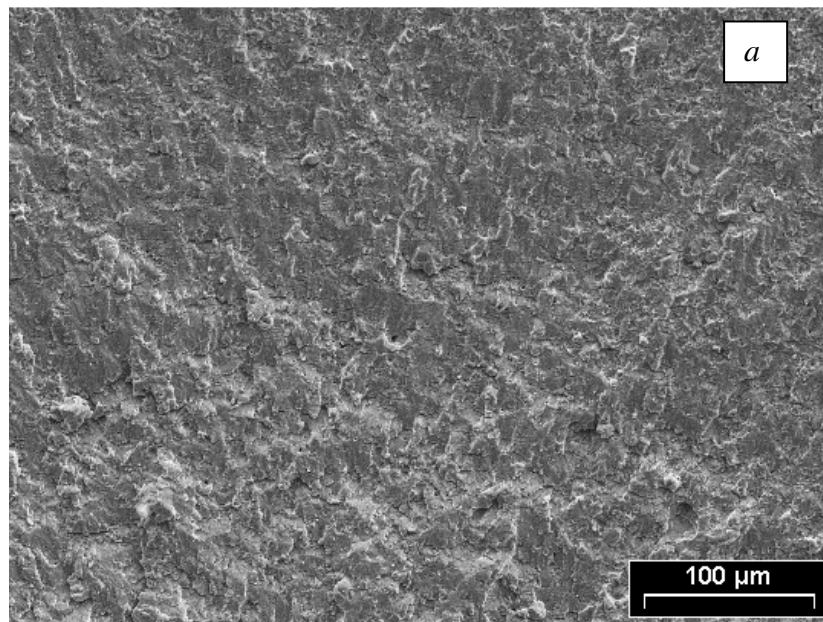


Figura 5.14. Zona de crecimiento subcrítico de fisura, caracterizado por las estrías.

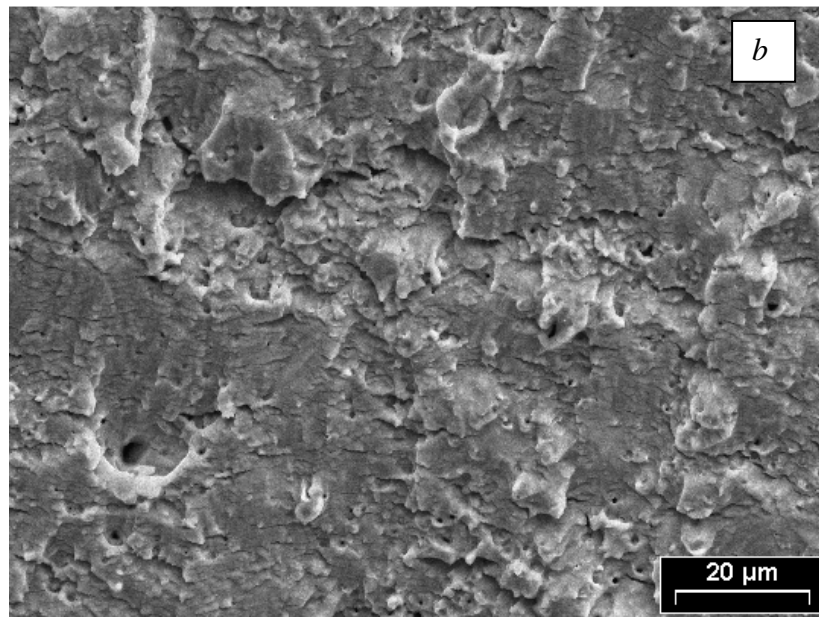


Figura 5.14 (Cont). Zona de crecimiento subcrítico de fisura, caracterizado por las estrías. Del espaciado de las mismas, del orden de $1\mu m$, puede estimarse la velocidad de crecimiento.

La **Figura 5.14b** es una ampliación de la **Figura 5.14a**. De la estrías observadas con mayor detalle en la **Figura 5.14b** puede estimarse una velocidad de crecimiento da/dN del orden de $1\mu m/Ciclo$. De mantenerse la velocidad de crecimiento en estos niveles, una región como la de la **Figura 5.14a** o la zona encerrada en la **Figura 5.11** de unos $500\mu m$ sería recorrida por el frente de la fisura en unos 500 ciclos. Desafortunadamente no se cuenta con detalles del crecimiento de la fisura en otras zonas, pero se estima que en la propagación de la fisura desde que comenzó hasta la fractura final pueden haber transcurrido de 500 a 1000 ciclos. En cualquier caso, esta cantidad es pequeña considerando la vida total del alambre, de 14027 ciclos. Esto quiere decir que a lo largo de la mayor parte de la vida a la fatiga se produce la nucleación de un defecto principal, de cuya propagación se produce la fractura en un número de ciclos relativamente bajo. Entonces, para profundizar el estudio de la fatiga estructural, resultan de mayor importancia los aspectos de nucleación y crecimiento de defectos en escala cristalográfica [Miller 1997], que los relacionados con el crecimiento subcrítico del defecto responsable de la fractura final.

. Respecto a esto, pueden existir sitios que actúen como concentradores de tensión. Los ya mencionados carburos, cuya presencia se debe generalmente a la contaminación con el carbono proveniente de los crisoles de fundición, con un tamaño que ronda en una o dos

decenas de μm están sospechados de ser sitios donde se nuclean los defectos. En este aspecto, [Miyazaki, 1988] realizaron experimentos de fatiga en muestras de NiTi obtenidas por fundición por haz de electrones, con cantidades de carbono no detectables. En dicho trabajo, las curvas S-N elaboradas no presentaban diferencias sustanciales con las obtenidas con el material obtenido en crisoles comunes, por lo que una de las conclusiones es que deben existir sitios de nucleación de igual importancia que los carburos, como por ejemplo, bordes de grano. En los alambres de este trabajo, con estructura de granos ultrafina, no está claro el papel que pueden jugar los bordes de grano, aunque presumiblemente, sea de menor importancia que los carburos observados con tamaños que rondan los $20 \mu m$ y poseen formas irregulares, como muestran las imágenes de las **Figuras 5.15a y b**.

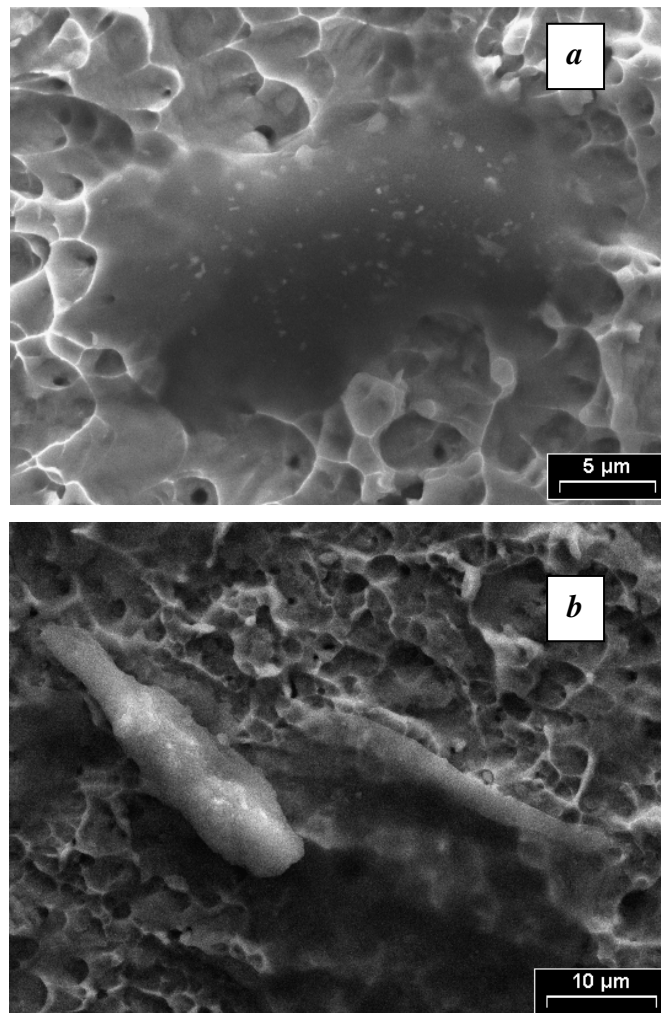


Figura 5.15. Carburos observados en la superficie de fractura.

También, a partir de las observaciones realizadas sobre la superficie lateral de la misma muestra fracturada, resultan interesantes las múltiples grietas cercanas a la zona donde se produjo la fractura final, como puede verse en la **Figura 5.16a**. Esto sugiere una nucleación múltiple de microfisuras y que la coalescencia de algunas de ellas constituiría el defecto dominante responsable de la propagación y fractura posterior. En otras zonas de la superficie lateral, alejadas de la zona de fractura, se observan imperfecciones provenientes del proceso de fabricación, como en la **Figura 5.16b** aunque no se observa el mismo grado de rugosidad que en la zona cercana a la superficie de fractura.

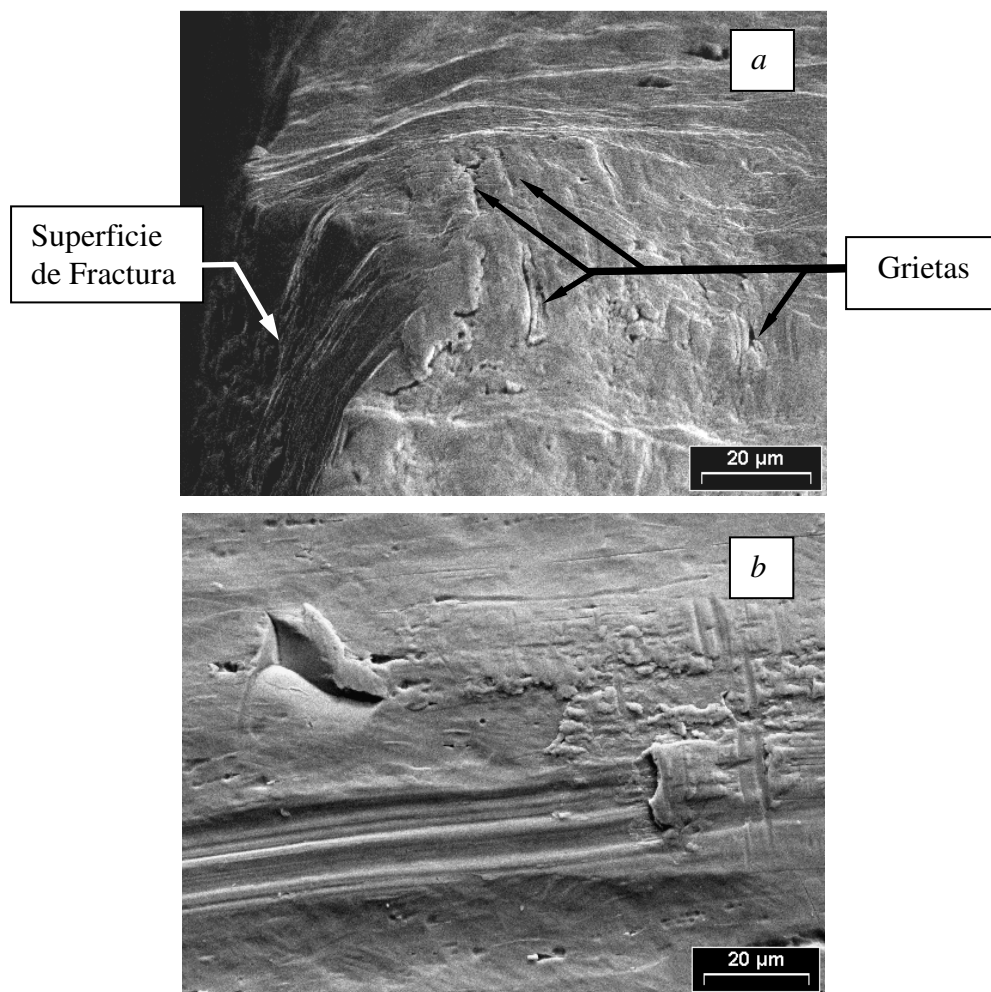


Figura 5.16. Imágenes de la superficie lateral del alambre que falló por fatiga. *a)* En la zona de la fractura se observan gran cantidad de grietas y rugosidades. *b)* Marca proveniente del trefilado, junto con pliegue.

En las **Figuras 5.17a** y **b** se puede comparar con la misma ampliación una imagen de la superficie lateral del material sin ciclar con una del material con los 14027

ciclos de fatiga. En el material nuevo, existen rayas y poros que también se observan en la **Figura 5.16b**. Cuando observamos la superficie de la muestra ciclada aparece un paisaje de mayor rugosidad, con un patrón de marcas transversales que podría corresponderse con intrusiones y extrusiones provocadas por bandas de deslizamiento de dislocaciones. También se observa en la parte derecha de la **Figura 5.17b** una inclusión que está siendo desprendida del material, originándose allí un concentrador de tensiones.

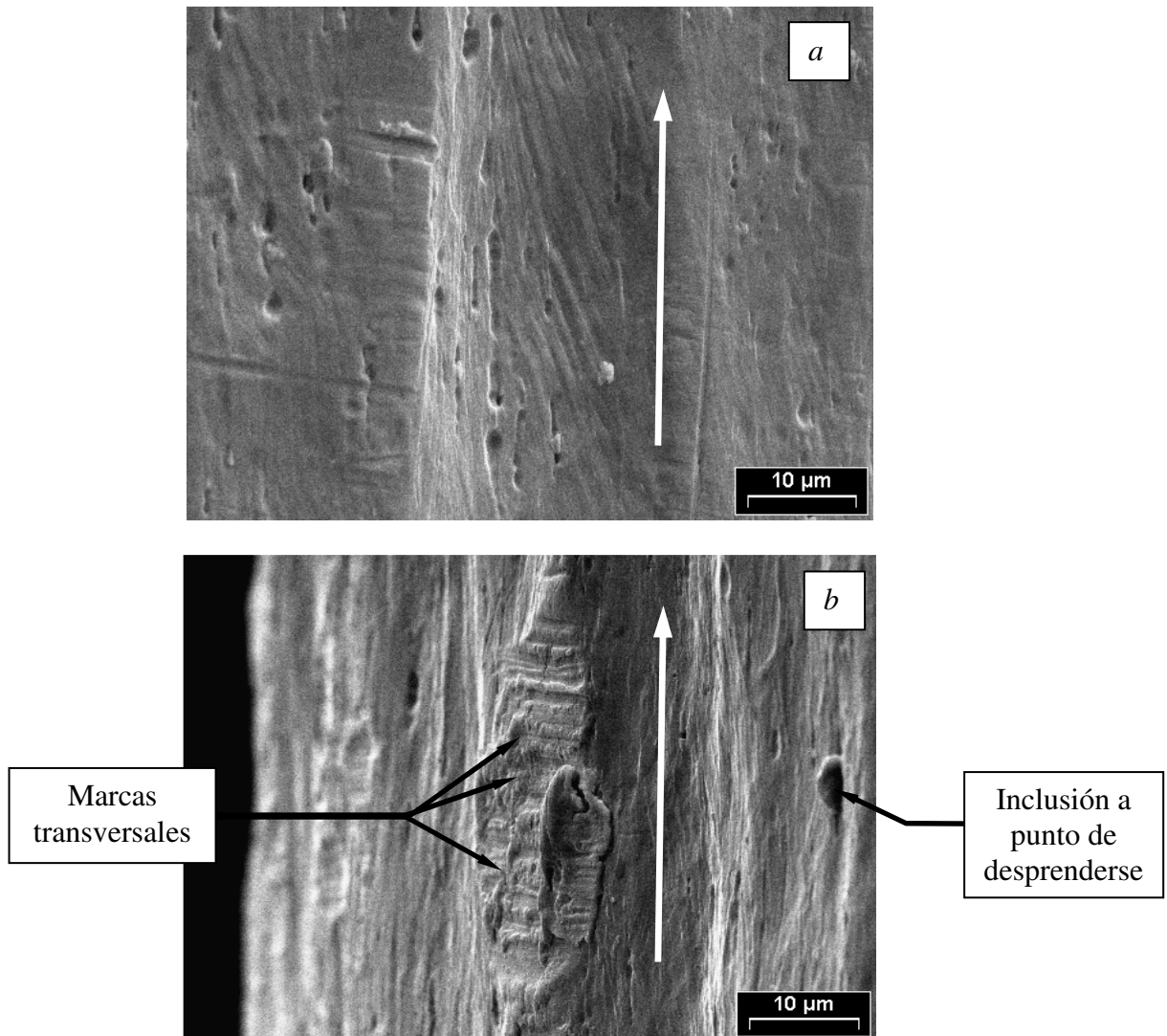


Figura 5.17 Cambios en la superficie lateral debido al ciclado superelástico. *a)* Antes del ciclado se observan poros y rugosidades provenientes del proceso de fabricación. *b)* Después del ciclado (14000 ciclos a un 3,14%) aumentó la rugosidad. Aparecen algunas marcas transversales que podrían ser la manifestación de bandas de deslizamiento. También se observa una partícula a punto de desprenderse, sobre la derecha de la foto. Las flechas indican la dirección longitudinal del alambre.

5.6 Conclusiones del Capítulo

Los datos recolectados permiten estimar las vidas a la fatiga que presentan estos alambres solicitados a ciclos de tracción. Aparentemente el número de ciclos que soportan los alambres tiene relación con la tensión máxima desarrollada. Esta tensión depende de la relación entre amplitud de deformación y de la amplitud de deformación máxima a la que se realizaron los ciclos previos. El carácter local de la transformación, del cual se hablará en el próximo capítulo, permite que el deterioro en las tensiones de transformación durante los ciclos parciales involucren solo a parte del material, pudiendo obtenerse tensiones máximas más bajas si el material se entrena con amplitudes de deformación mayores a las que va a ser ciclado en la etapa de fatiga. Es posible entrenar el material para obtener niveles de tensión máxima por debajo de los 200 MPa y así extender la vida para más de 10^5 ciclos, aunque sacrificando gran parte de la energía que se disipa.

En el análisis de la superficie de fractura se encontró evidencia de que si bien existe una etapa de crecimiento de fisura antes de la rotura final, la vida del material está dominada por la etapa de nucleación de la misma. Se observaron elementos tanto en la superficie de fractura como en la superficie lateral que pueden ser sitios de nucleación. Entre ellos, los carburos de titanio y algunos defectos superficiales que provienen del proceso de fabricación. En trabajos a futuro pueden evaluarse las características generales encontradas aquí para distintos regímenes de tensión aplicada, de manera similar a lo realizado por *Sawaguchi et al* [Sawaguchi 2003] en ensayos de fatiga en flexión rotatoria.

6 Carácter Localizado de la Transformación Inducida por Tensión en NiTi con Tamaño de Grano Ultrafino

6.1 Introducción

En experimentos realizados sobre alambres, cintas y tubos de NiTi policristalino [Shaw 1995, Sun 2002, Schlosser 2009] se ha observado una característica común: la transformación martensítica tiene lugar de manera localizada y progresa por medio del avance de frentes o interfases móviles. Es decir, que la deformación local a lo largo del alambre tiene una variación importante en la zona de esta interfase y es, por lo tanto inhomogénea. En este capítulo, se analizan resultados de diversos ensayos, propuestos con el fin de evaluar las características y las causas de esta localización y también la evolución del carácter localizado durante el ciclado de entrenamiento (ver **Capítulo 4**). La importancia de estos resultados radica en conocer detalles del patrón de transformación, aspectos cuyo entendimiento es necesario para la elaboración de un modelo termomecánico realista del comportamiento pseudoelástico. Por otro lado, más allá de este interés práctico, es interesante también avanzar en el entendimiento de los mecanismos de deformación subyacentes al ciclado superelástico y a sus similitudes con mecanismos presentes en otros materiales, como son la propagación de la deformación plástica en aceros al carbono a través de las denominadas *bandas de Lüders* o la localización de la deformación en ensayos de tracción en materiales poliméricos.

6.2 Observación de la Localización de la Deformación

6.2.1 Descripción del Ensayo y Resultados

La idea general es medir la deformación en una región central de las muestras utilizando un extensómetro convencional como se muestra en el esquema de la **Figura 6.1**. La comparación entre esta deformación, ϵ_{ext} , y la que se obtiene dividiendo el desplazamiento del travesaño por la longitud inicial L entre mordazas (denominada deformación total ϵ_{tot}) permite evaluar si la deformación es homogénea o se localiza fuera o dentro de la longitud calibrada del extensómetro, ubicada en este caso sobre la zona central de la probeta. Esta técnica pudo ser implementada en experimentos realizados en probetas de alambres de 2,46 mm de diámetro no resultando adecuada en el caso de alambres de 0,50 mm de diámetro.

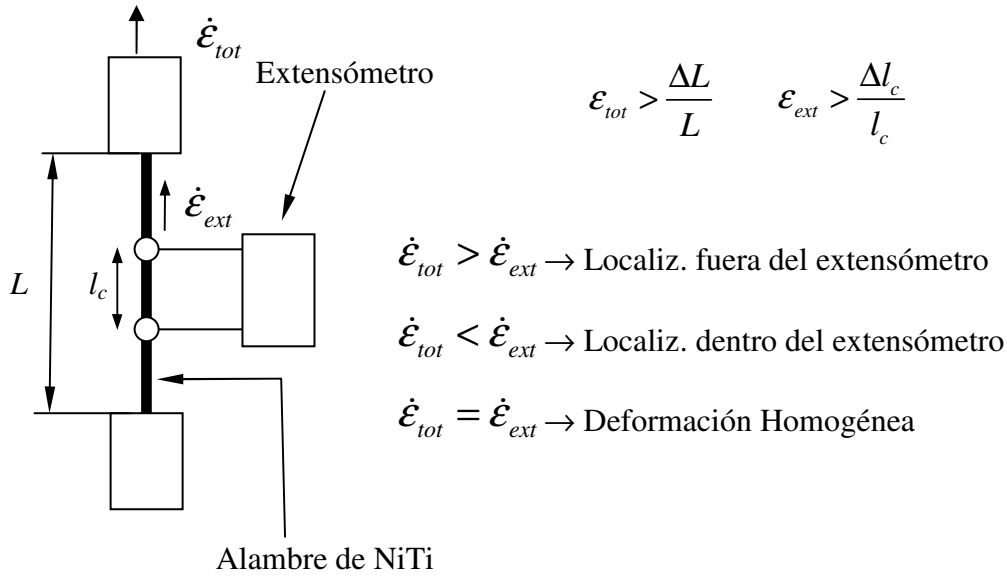


Figura 6.1 Esquema de la implementación de un extensómetro para medir la deformación ϵ_{ext} en una zona central del alambre. La localización de la deformación se registra con las diferencias entre las velocidades de deformación total ϵ_{tot} , y ϵ_{ext} .

Una muestra de $2,46 \text{ mm}$ de diámetro y $63,2 \text{ mm}$ de longitud entre mordazas, fue ciclada en la máquina INSTRON a 35° C , con el extensómetro MTS de 25 mm de longitud calibrada l_c a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$ con control de desplazamiento. En la **Figura 6.2** se han representado la tensión y las deformaciones totales y del extensómetro en función del tiempo, registradas durante el primer ciclo. Se han identificado instantes del ciclo que ayudarán a la interpretación que se describe a continuación:

0_: Inicio del ciclado. Las tres señales registran movimiento simultáneamente, indicando la carga elástica del alambre.

1_: Inicio de la transformación. En este instante coincide el comienzo del plateau de transformación en la curva de tensión y la localización de la deformación en algún lugar fuera de la longitud del extensómetro. Hasta aquí la deformación total es mayor que la que marca el extensómetro. El hecho de que coincida el inicio del plateau con la localización de la deformación permite suponer que la transformación se localiza junto con la deformación, como es común observar a simple vista o con la ayuda de cámaras infrarrojas en ensayos muy lentos [Iadicola 2002].

2_: La deformación del extensómetro vuelve a aumentar. Esto significa que una interfase se encuentra ahora dentro de la longitud calibrada del extensómetro.

3_: Cambio de pendiente en la curva del extensómetro. Esto significa que otro frente entró en la longitud del extensómetro. Es decir que existen 2 frentes activos dentro de la longitud calibrada. Hasta el punto 4 esta pendiente parece mantenerse. En algún instante entre el punto 2 y el 3 la curva de la tensión presenta un punto de inflexión y empieza a subir.

4_: Cambio de pendiente en la curva del extensómetro. Se interpreta como que se ha completado la transformación en la zona medida por el extensómetro. En el caso que se describe se puede ver que lo mismo ocurre para la deformación total y también ese momento coincide con el fin del plateau de transformación en la curva de tensión vs. tiempo. Se aprecia un descenso en la tensión, que coincide con un aumento en la deformación del extensómetro. Este detalle se amplía en la **Figura 6.2b**.

5_: Comienzo de la retransformación. El quiebre en la pendiente del extensómetro coincide con el inicio del plateau, lo que indica que la retransformación empieza dentro de la longitud del extensómetro

6_: Localización de la retransformación fuera del extensómetro.

7_: Fin de la retransformación. La zona del extensómetro se descarga linealmente junto con la tensión y la deformación total

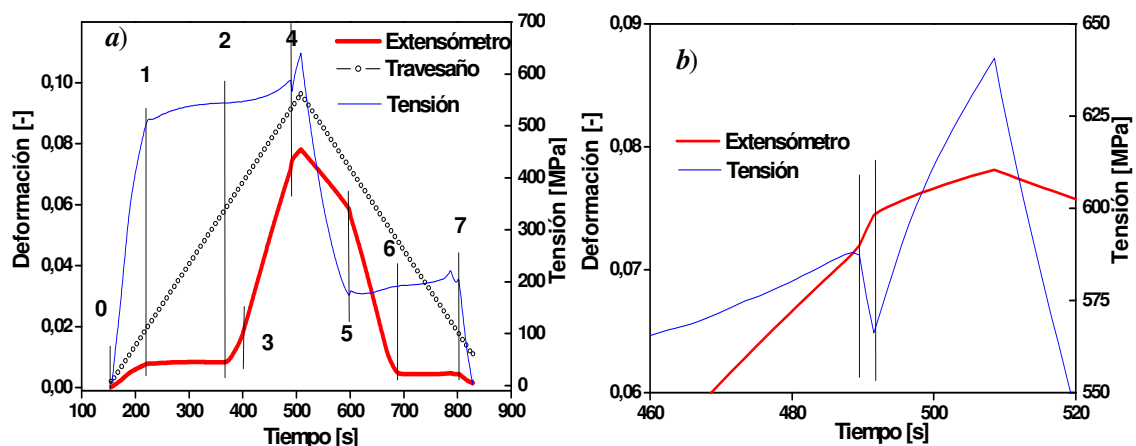


Figura 6.2. a) Tensión y deformaciones en función del tiempo durante el primer ciclo realizado a 1 mm/min. b) Detalle en un entorno del punto 4, donde termina la transformación.

Este ensayo se continuó con 120 ciclos a la misma velocidad de deformación. La **Figura 6.3** muestra que tras estos ciclos de entrenamiento no existe localización tan marcada de la deformación. La pendiente de la deformación del extensómetro muestra pequeñas variaciones alejándose poco de su valor medio. La curva de tensión indica que existe plateau, aunque la transición del inicio de la transformación sea redondeada. Entonces, en los puntos correspondientes al plateau, los incrementos de deformación del extensómetro no se deben a componentes elásticas, sino a que el alambre transforma de manera más distribuida. Esto no implica que la deformación sea homogénea, pero sí que se va dando en muchas zonas a lo largo del alambre de manera simultánea.

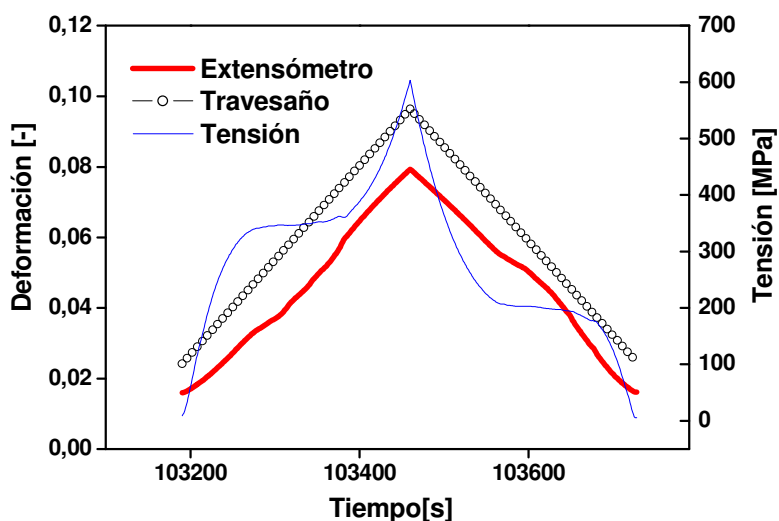


Figura 6.3. Tensión y deformaciones en función del tiempo en el ciclo número 120, a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$.

Al realizar a continuación, un ciclo a muy baja velocidad de deformación, en este caso $0,05 \text{ mm/min}$, vuelve a ser visible la localización de la deformación, lo que no significa que la transformación se lleva a cabo necesariamente por 1 ó 2 frentes, sino que la deformación se localiza en algunas regiones durante mayor cantidad de tiempo. En la **Figura 6.4** se realiza un análisis similar al del primer ciclo, resaltando los distintos instantes:

0_: Al igual que en el primer ciclo, el inicio del ciclo corresponde con la carga elástica del alambre, y las tres señales registran movimiento.

1_: Inicio del plateau de transformación, que coincide con la localización de la deformación fuera del extensómetro. Antes de este punto no existen indicios de

localización. Es interesante, que la curva de tensión muestra claramente un apartamiento de un comportamiento elástico antes de este punto.

2_: Se vuelve a detectar actividad dentro del extensómetro hasta el punto 3. La pendiente de la deformación descende en la parte media de este tramo mostrando allí que la deformación también podría ocurrir fuera del extensómetro.

3_: Ahora, la transformación ocurre totalmente fuera del extensómetro, a diferencia del primer ciclo, en el que el plateau de transformación terminaba en el interior del mismo.

4_: Fin del plateau. También es el fin de la localización de la deformación. A continuación el material se deforma homogéneamente, aunque la tensión presenta una trayectoria no lineal.

5_: Aparente inicio de la retransformación evidenciado por el plateau de la tensión. Ocurre claramente fuera del extensómetro. Unos minutos después, se detecta un frente que entra en el extensómetro.

6_: El cambio abrupto en la pendiente de deformación del extensómetro indica que gran parte de la retransformación (o toda) ocurre allí adentro.

7_: La retransformación sale afuera del extensómetro, al igual que en el primer ciclo, para finalizar.

8_: Fin de la retransformación. El ciclo termina con la descarga elástica del alambre. La deformación del extensómetro presenta una aparente linealidad, mientras que la tensión exhibe un tramo no lineal respecto de la deformación total, similar a lo observado al inicio de la transformación.

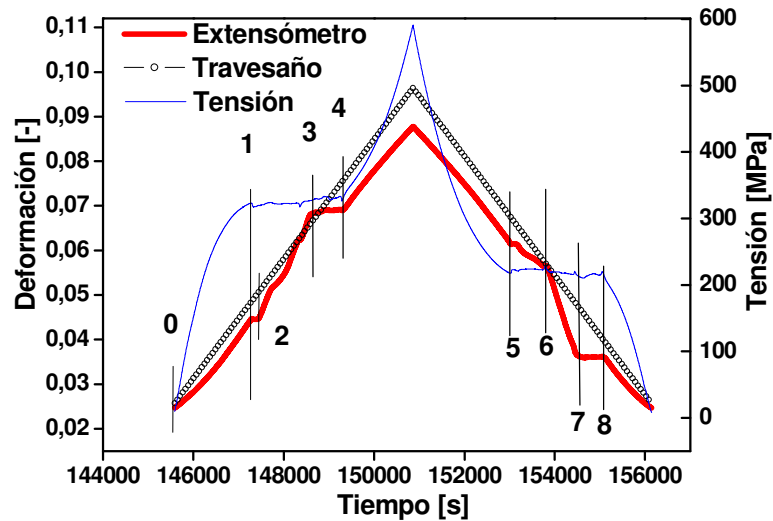


Figura 6.4 Tensión y deformaciones en función del tiempo durante el ciclo 121 a $V_{elong} = 0,05 \text{ mm/min}$.

En la **Figura 6.5** se han incluido las curvas σ - ϵ utilizando ϵ_{tot} y ϵ_{ext} . Están representados los puntos descritos antes para el ciclo número 1 y el nro. 121. En el primer ciclo, del punto 1 al 2 se observa un gran aumento de la deformación medida con el travesaño, desarrollándose casi la mitad del plateau. En cambio, el registro de ϵ_{ext} exhibe en el tramo 1-2 la misma pendiente que en 0-1, indicando que la zona del extensómetro se deformó sólo elásticamente. Se observa para este primer ciclo que la deformación residual medida con el travesaño es mucho mayor que la medida con el extensómetro, indicando que la misma se distribuye inhomogeneamente, con mayor presencia fuera del extensómetro.

En el ciclo número 121 realizado a $0,05 \text{ mm/min}$ se observa ahora en el gráfico de σ - ϵ el mencionado alejamiento del comportamiento lineal elástico de la tensión antes del inicio de la transformación, indicada por el instante 1. Tiene lugar entonces, una transición redondeada, que al tratarse de ciclos muy lentos se descarta que se deba a efectos térmicos de la transformación martensítica. Esta característica se observa también en el ciclo con ϵ_{ext} . Para explorar con mas detalle qué ocurre en esta transición, se graficaron en la **Figura 6.6** las deformaciones ϵ_{ext} vs. ϵ_{tot} de este mismo ciclo. Puede observarse que, hasta el instante 1, salvo una pequeña curvatura, las deformaciones no se alejan de su comportamiento promedio indicado por la recta de ajuste lineal. Entonces, el alejamiento de la linealidad en la tensión antes del inicio del plateau se debe a un proceso homogéneo en el alambre. Lo mismo puede argumentarse en la etapa

final de la carga después del punto 4 y la etapa inicial de la descarga, del punto 4 al punto 5.

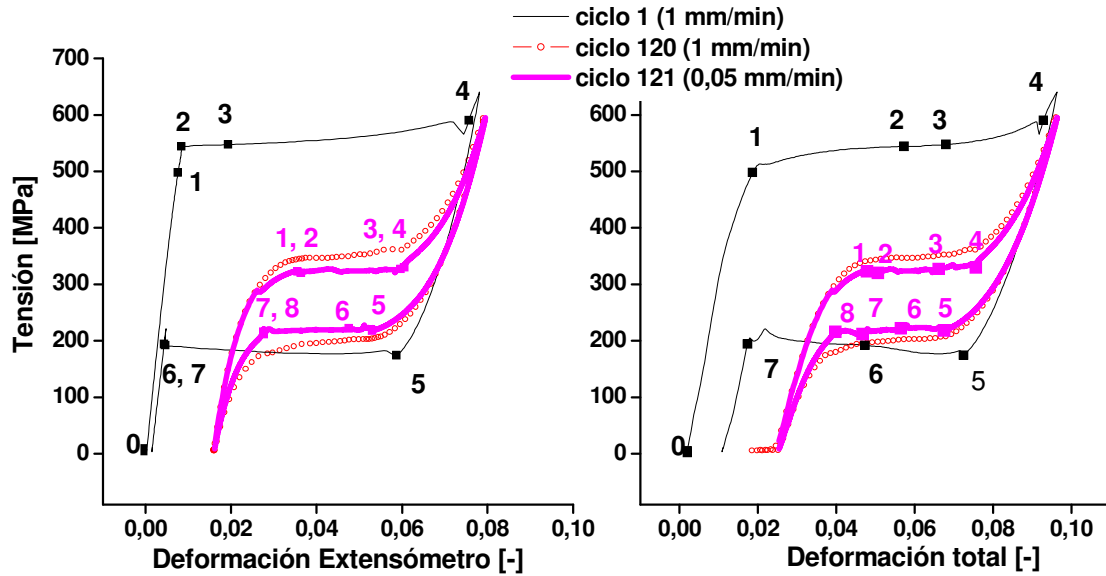


Figura 6.5 Comparación entre curvas σ - ϵ utilizando deformación del extensómetro y deformación total en ciclos obtenidos a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$.

Entonces, hasta aquí, a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$ y 35° C se detecta un patrón de transformación localizado, aparentemente compuesto por 2 frentes de transformación nucleados en las mordazas. Transcurridos 120 ciclos a 1 mm/min el patrón localizado no se detecta con el extensómetro, pudiendo existir varios frentes actuando simultáneamente. Pero en un ciclo sucesivo, realizado a muy baja velocidad se recuperan las características de una localización. Del análisis de las curvas de la **Figura 6.4** puede deducirse que existe más de un frente debido a los cambios de pendiente en ϵ_{ext} aunque no se puede asegurar la cantidad. Entonces, tanto el número de ciclos aplicados como el valor de V_{elong} tuvieron un efecto sobre las condiciones para la localización.

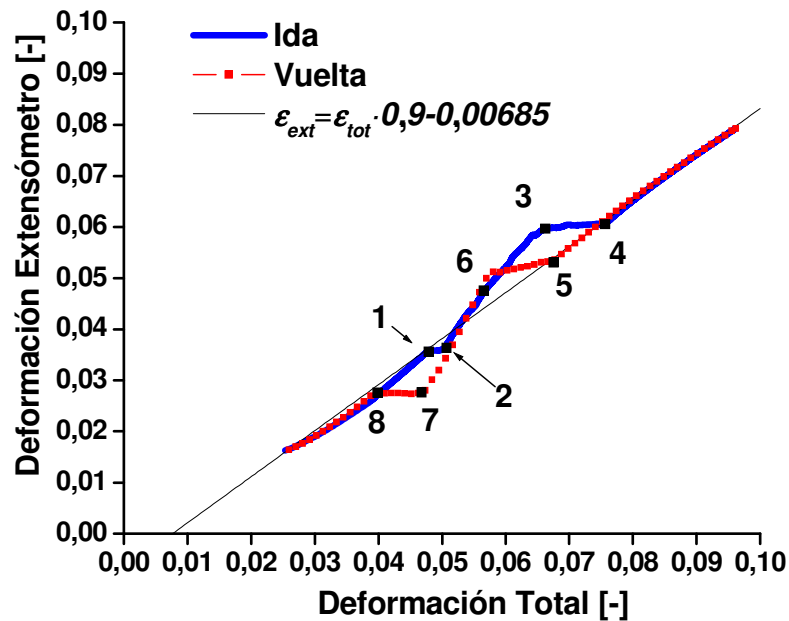


Figura 6.6 Relación entre deformaciones ϵ_{ext} vs. ϵ_{tot} del ciclo 121.

En otro ensayo, se realizaron sobre un alambre nuevo, de 62 mm de longitud 46 ciclos completos, también a 35° C, todos a $V_{elong} = 0,1 \text{ mm/min}$. Aquí se utilizó un extensómetro con 10 mm de longitud calibrada. Al ser más chica la longitud calibrada, ϵ_{ext} refleja mejor lo que ocurre localmente en la zona central. En la **Figura 6.7** se han incluido las curvas de ϵ_{ext} y ϵ_{tot} en función del tiempo, junto con las de la tensión, para el primer y último ciclos. Repitiendo el procedimiento de las **Figuras 6.2** y **6.4** se han destacado puntos útiles para describir las características del ciclado a esta velocidad. Así se tiene para el primer ciclo:

0_: Inicio del ciclado. Las tres señales registran movimiento simultáneamente, indicando la carga elástica del alambre.

1_: El inicio del plateau de transformación coincide con la localización de la deformación fuera del extensómetro.

2_: Se vuelve a desplazar el extensómetro indicando que la transformación ocurre dentro de la zona medida por el mismo.

3_: El extensómetro deja de registrar incrementos de deformación. Como se mantuvo la misma pendiente de 2 a 3 (durante 510 s o 0,85 mm), puede deducirse que la región del extensómetro fue atravesada por un solo frente, ya que es muy poco probable que dos frentes concurrentes hayan ingresado simultáneamente.

4_: Aquí se provocó una pausa para reconfigurar límites. Se mide un descenso de tensión de unos 10 MPa indicando que a pesar de la baja velocidad, aún persisten efectos térmicos.

5_: Unos 1000 s después se reinicia el ciclado, recuperándose la tensión del plateau. La deformación continúa localizada fuera del extensómetro

6_: Fin de la transformación. Se observa un patrón similar que a $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$, en el punto 4 de la **Figura 6.2**.

7_: Inicio de la retransformación, fuera del extensómetro. Se observa que la tensión precisa un descenso extra para comenzar la retransformación. Esto podría estar vinculado a que la retransformación debe nuclearse y no comienza a partir de un frente existente.

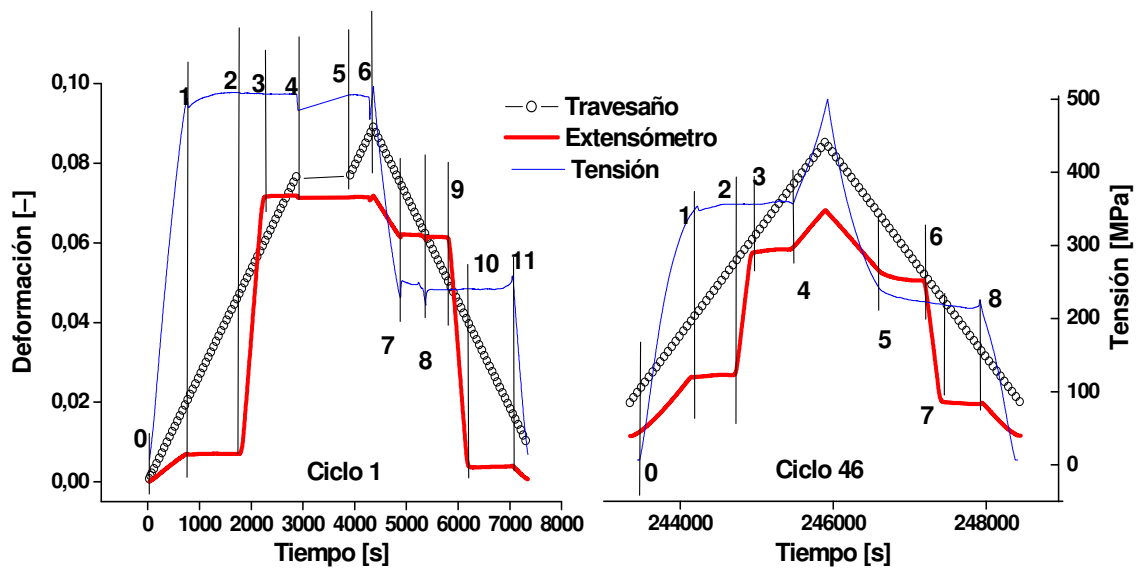


Figura 6.7 Tensiones y deformaciones en función del tiempo del ciclo número 1 (izquierda) y del ciclo número 46 (derecha) correspondientes a un ciclado a $0,1 \text{ mm/min}$.

8_: Este salto de tensión se da cuando la deformación está por fuera del extensómetro. En la **Figura 6.8** se ve que podría tener relación con el estado del alambre al momento de producirse la pausa en el punto 4.

9_: La deformación entra en la zona del extensómetro.

10_: La deformación sale de la zona del extensómetro. De nuevo, como se mantuvo la pendiente se deduce que sólo una interfase atravesó la región.

11_: Fin del plateau de retransformación. El extensómetro se descarga elásticamente.

Para el ciclo número 46:

0_: El ciclo comienza cuando se incrementa la tensión y la deformación del extensómetro, indicando la carga elástica del alambre.

1_: Inicio del plateau de transformación, que igual que en la **Figura 6.4** coincide con la localización de la deformación fuera del extensómetro cuya señal no registrará cambios hasta el punto 2. También se observa una falta de linealidad en la tensión antes del comienzo del plateau.

2_: El extensómetro continúa su movimiento indicando que un frente ingresó a la zona medida por el extensómetro.

3_: El extensómetro deja de registrar incrementos de deformación. Igual que en el primer ciclo se trataría de una sola interfase.

4_: Fin del plateau de transformación.

5_: Inicio del plateau de retransformación. La deformación se localiza fuera del extensómetro. Se observa cierta no linealidad en el descenso de la tensión.

6_: La deformación entra en el extensómetro.

7_: La deformación sale del extensómetro; se sigue detectando una sola interfase móvil.

8_: Fin de la retransformación.

En la **Figura 6.8** se han incluido las curvas σ - ϵ de estos ciclos, comparando la respuesta en función de ϵ_{ext} y de ϵ_{tot} y se han incluido los puntos correspondientes a los instantes recién descritos para el ciclo número 1 y el número 46. En este ensayo, con un extensómetro de 10 mm de longitud calibrada, el plateau de transformación observado con ϵ_{ext} ocupa aproximadamente un 20% de la longitud del plateau visto con ϵ_{tot} en ambos ciclos y para la transformación y retransformación. Se observa que la transformación y la retransformación se llevan a cabo, aparentemente por una sola

interfase que atraviesa los 10 mm del extensómetro a tensión constante. A esta velocidad también se observa mayor deformación residual medida con ε_{tot} que con ε_{ext} .

La línea de trazos sugiere que el salto de tensión observado en la retransformación se produce cuando la interfase pasa por la misma posición adonde se produjo la pausa. Luego, el plateau prosigue a una tensión algo menor. Esta irregularidad no se detecta con el extensómetro, ya que la región donde está ubicado desarrolla su plateau del punto 9 al 10.

Respecto de la falta de linealidad en la tensión observada en el ciclo 121 de la **Figura 6.5**, en este caso se repiten, habiendo realizado todos los ciclos a $0,1\text{ mm/min}$.

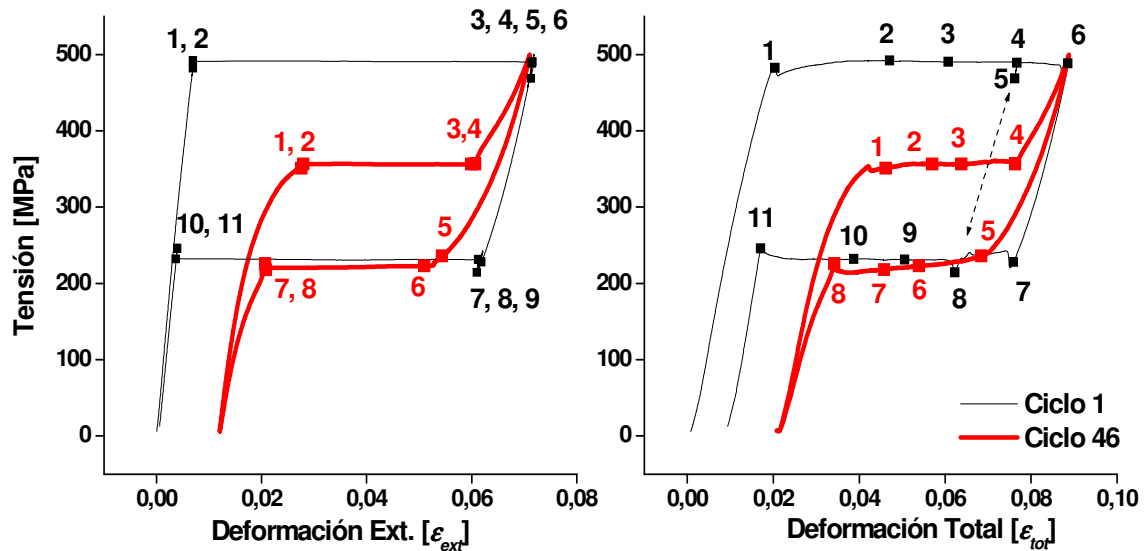


Figura 6.8 Comparación de las curvas σ - ε utilizando ε_{tot} y ε_{ext} en ciclos obtenidos a $0,1\text{ mm/min}$

6.2.2 Análisis de los Resultados

Finalmente, a modo de resumen, enumeramos las conclusiones más sobresalientes de estos dos ensayos:

1) La transformación avanza de manera localizada en el primer ciclo para $V_{elong} = 1\text{ mm/min}$ y $0,1\text{ mm/min}$ a 35°C . En el caso de $V_{elong} = 1\text{ mm/min}$ existirían dos interfases nucleadas en las mordazas, y a $0,1\text{ mm/min}$ sería una sola interfase que recorre toda la longitud de la muestra a medida que se desarrolla el plateau de transformación.

2) El hecho de que la transformación se produzca por medio de interfases móviles justifica el uso de V_{elong} para caracterizar los experimentos, ya que la velocidad

de las interfases se relaciona directamente con ésta. Suponiendo que las interfases se mueven simultáneamente, la velocidad v de las mismas estaría dada por:

$$v = \frac{V_{elong}}{n \cdot \varepsilon_{a-m}} \quad (6.1),$$

siendo n el número de interfases y ε_{a-m} la deformación asociada a la transformación, equivalente a la del plateau de transformación.

3) El efecto del número de ciclos sobre el carácter localizado es diferente para los ciclados a $V_{elong} = 1$ y $0,1 \text{ mm/min}$. Para el alambre entrenado con 120 ciclos a 1 mm/min no se detecta localización con el extensómetro, aunque sí se observan varios cambios en la pendiente de ε_{ext} por lo que la transformación podría ser completada por varios frentes activos. A $0,1 \text{ mm/min}$, transcurridos 46 ciclos se verifica que persiste el patrón de transformación localizado de una interfase atravesando el alambre.

4) En el alambre entrenado a 1 mm/min el carácter localizado reaparece si se cicla a menores velocidades aunque no pueden deducirse el número de frentes activos.

5) El nivel de tensión permanece fijo durante el desarrollo del plateau dentro de la zona del extensómetro en el ensayo a $0,1 \text{ mm/min}$, y esta característica se mantiene durante el ciclado. Esto permite asumir para un modelo de comportamiento mecánico definido localmente que la transformación se produce a tensión constante.

6) En el primer ciclo a 1 mm/min el plateau muestra un incremento en la tensión hacia el final. Dado que el plateau de transformación termina dentro del extensómetro, dicho incremento podría deberse a la interacción térmica entre los frentes.

7) Un efecto ocasionado por la acumulación de ciclos, común a los 2 valores de V_{elong} estudiados tiene que ver con la falta de linealidad que desarrolla la tensión respecto de ε_{tot} y ε_{ext} antes de que comiencen los plateaus de transformación y retransformación y también después de que finalicen. Se observó que durante este cambio de comportamiento la deformación es prácticamente homogénea, por lo que es posible que exista transformación sin localización. Este aspecto es discutido por Liu [Liu 1999] y más recientemente, por Schlosser *et al* [Schlosser 2009] en experimentos con mapeo de los campos de deformación y temperaturas en cintas y tubos de NiTi.

En la próxima sección se presentan los resultados de un experimento propuesto para investigar las causas del carácter localizado y de su evolución con el ciclado posterior.

6.3 Evaluación de las Condiciones para la Nucleación de Frentes

6.3.1 Tensiones de Propagación y Nucleación

Que la transformación se lleve a cabo de manera localizada implica que el material adyacente a una interfase posee condiciones más favorables para la transformación que las otras zonas. Sucede como si la interfase disminuyera la fuerza impulsora necesaria para la transformación en el mismo sentido que un medio heterogéneo es más propicio para la nucleación de una nueva fase que una matriz homogénea [Cahn 1996]. En este caso, en que la transformación se induce por la aplicación de una carga, la nucleación de una porción de martensita en un dominio de austenita requeriría de una tensión aplicada mayor que la necesaria para hacer que la martensita se propague por el movimiento de una interfase ya existente. El carácter localizado, observado también durante la retransformación admite el mismo análisis. Esta *sobretensión* no se observa en las curvas σ - ϵ debido a que la primera nucleación siempre ocurre en una de las mordazas, donde el estado de tensiones, diferente al uniaxial, proveería ya las condiciones necesarias, como se puede observar a simple vista en ensayos descritos en la sección anterior. Para poder observar estos eventos de nucleación es necesario retardar el comienzo de la transformación en las mordazas respecto del centro. Por ejemplo, *Iadicola et al* [Iadicola 2008] utilizan un montaje experimental en el que incrementan la temperatura de las mordazas logrando medir así la iniciación de la transformación a lo largo de la longitud. En esta sección se propone un ensayo para poder determinar esta tensión necesaria para la nucleación de la primera porción de martensita utilizando una probeta adelgazada en la parte central. Aplicando a esta muestra sucesivos ciclos superelásticos se estudió la evolución de estas condiciones de nucleación, a una velocidad suficientemente baja como para evitar que las tensiones se vean afectadas por efectos térmicos.

6.3.2 Descripción del Ensayo y Resultados

Mediante electroerosión se redujo la parte central de un alambre de $2,46\text{ mm}$ de diámetro y 60 mm de longitud a un diámetro $1,75\text{ mm}$, a lo largo de una longitud de 37 mm . Sobre esta longitud de sección reducida se adhirió el extensómetro de 25 mm de longitud calibrada como se esquematiza en la **Figura 6.9**.

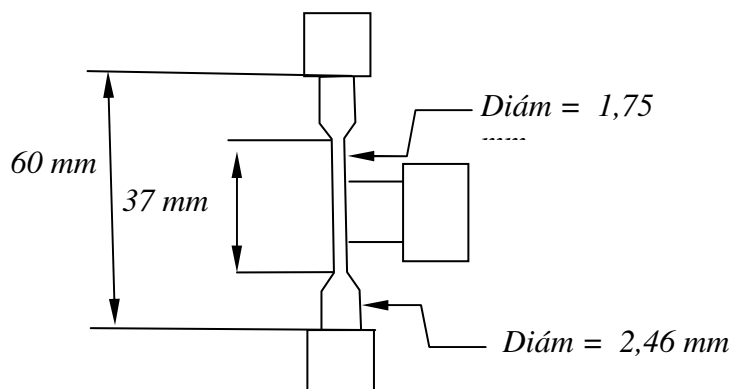


Figura 6.9. Esquema del ensayo con la muestra adelgazada en su zona central para evitar que el inicio de la transformación se de en las mordazas.

Entonces, en la máquina INSTRON, llevando a 35° C la temperatura de la cámara, se realizaron ciclos superelásticos a $0,1\text{ mm/min}$. En el primer ciclo, ilustrado en la **Figura 6.10**, la tensión, referida a la sección adelgazada, alcanza 568 MPa y luego cae unos 65 MPa indicando el inicio de la transformación con la nucleación de la primera porción de martensita. El descenso en ϵ_{ext} indica que la nucleación ocurre fuera de la longitud del extensómetro, probablemente en uno de los cambios de sección que actúan como concentradores de tensiones, aunque en menor grado que las mordazas. Luego el plateau de transformación se desarrolla a tensión aproximadamente constante

En la **Figura 6.11** se muestran ϵ_{tot} , ϵ_{ext} y la tensión en función del tiempo. Con el mismo razonamiento que en la sección anterior se induce que sólo una interfase atraviesa todo el alambre, ya que la curva de deformación en ϵ_{ext} presenta sólo una pendiente definida en la transformación. Aproximadamente cuando ϵ_{tot} alcanzó el 5%, la interfase dejó la zona del extensómetro y se invirtió el movimiento del travesaño, fijando ese límite para los ciclos sucesivos. Respecto de la retransformación, se puede ver que también aparenta llevarse a cabo por una interfase. Cuando finaliza la

retransformación se registra un incremento abrupto de tensión menor que el pico de nucleación.

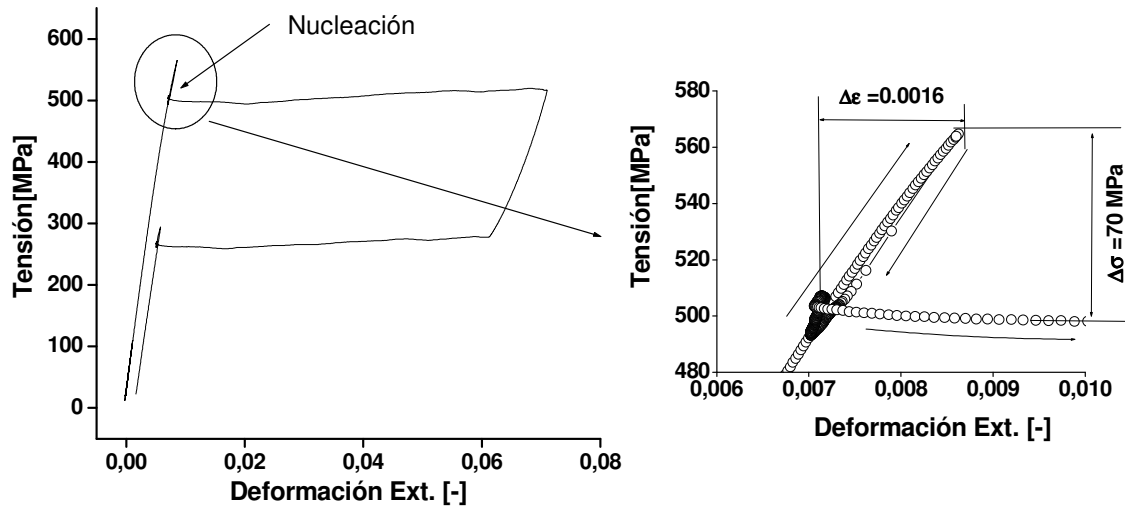


Figura 6.10 Curva σ - ϵ tomada con la deformación del extensómetro ϵ_{ext} . Corresponde al primer ciclo de la probeta adelgazada, a $0,1$ mm/min. Se observa que inmediatamente después de su inicio, la transformación se propaga a una tensión 65 MPa menor. A la derecha se amplió la zona donde se registra este descenso que también incluyó un retroceso en ϵ_{ext} , indicando que la transformación se inicia fuera de la longitud del extensómetro.

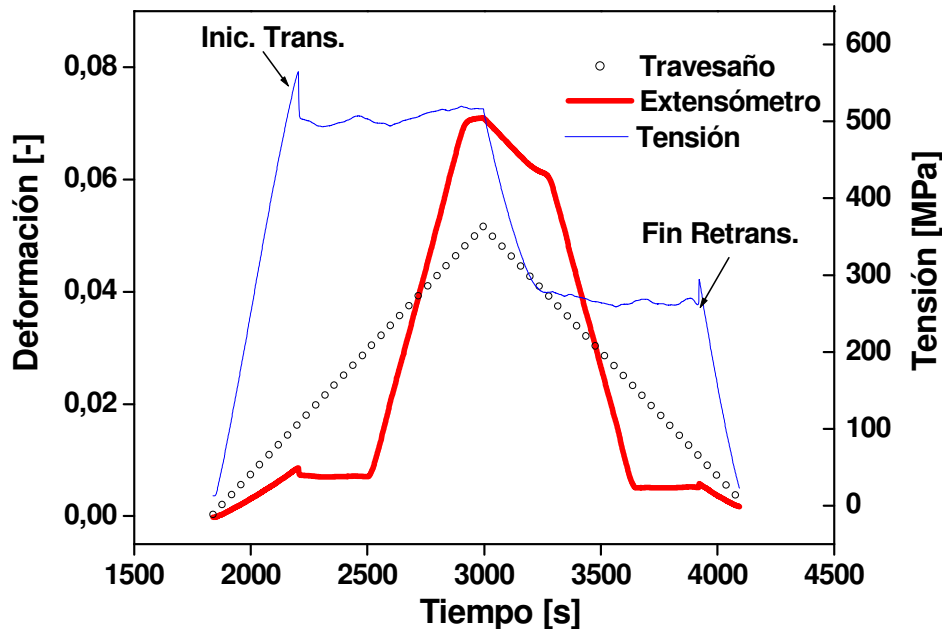


Figura 6.11. Tensiones y Deformaciones en función del tiempo para el primer ciclo de la probeta adelgazada.

A continuación se realizaron 35 ciclos, también a $0,1$ mm/min, manteniendo como límite superior un 5 % de ϵ_{tot} , e inferior en 40 N de fuerza. En la **Figura 6.12a**

puede observarse que persiste la diferencia entre la tensión de nucleación y la de propagación asociada al inicio de la transformación.

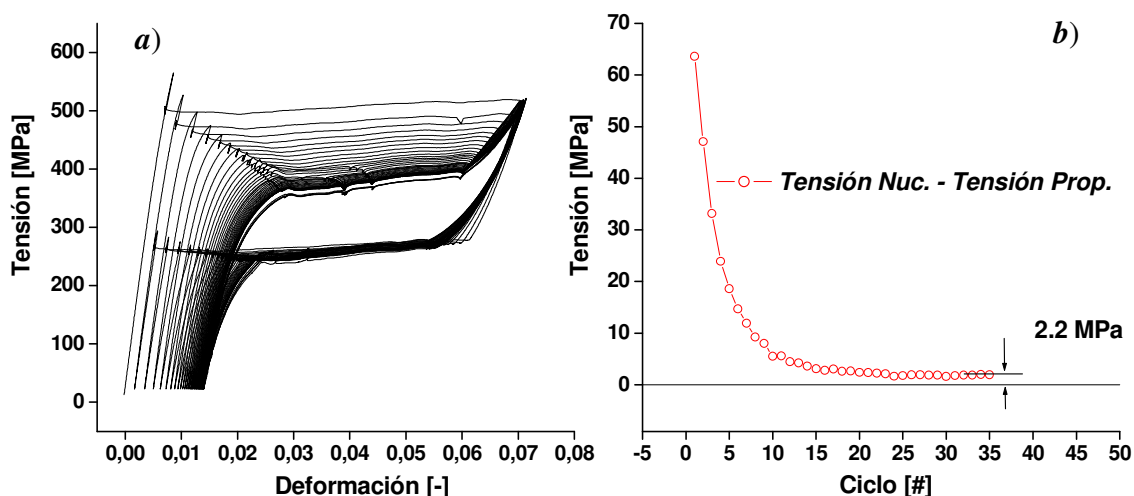


Figura 6.12 *a)* Curvas σ - ε correspondientes a los primeros 35 ciclos a 0,1 mm/min sobre la muestra adelgazada. *b)* Evolución de la sobretensión asociada a la nucleación en el comienzo de la transformación.

Esta sobretensión desciende exponencialmente durante el ciclado como se ve en la **Figura 6.12b** estableciéndose luego de 35 ciclos en unos 2,2 MPa.

6.3.3 Análisis de los Resultados y Comentarios Finales

Por medio de este ensayo se estableció el umbral que es necesario vencer para nuclear una interfase de martensita. Este umbral, o *sobretensión* desciende con el número de ciclos y alcanza un valor fijo, distinto de cero.

Trayendo a cuenta los experimentos con los que se estudiaba la dependencia de las curvas σ - ε con V_{elong} , en la **Figura 4.32** del **capítulo 4**, vimos que a medida que se deforma el material la tensión atraviesa un transitorio y alcanza un valor que depende de V_{elong} . Conociendo ahora los detalles de la cinética de la transformación, localizada en frentes móviles, el problema termomecánico al que allí se hacía referencia involucra a la temperatura local de la interfase que se está moviendo, la cual se incrementa transitoriamente durante la transformación o se enfría durante la retransformación. Esto significa que la tensión aplicada depende de la temperatura local en la interfase. Si la diferencia de temperaturas entre una posición que aún no transformó y la de la interfase móvil es tal que, traducida en tensiones a través de la relación de Clausius-Clapeyron, supera la *sobretensión* necesaria para la nucleación de un nuevo frente estarán dadas las condiciones para que suceda un evento de nucleación. Poniendo números típicos en

AMF de $NiTi$, una sobretensión de 65 MPa se corresponde con una diferencia de temperatura de 10 K si se supone una relación lineal de Clausius-Clapeyron de $d\sigma/dT = 6,5 \text{ MPa/K}$.

Basados en este análisis y en los resultados de esta sección puede entenderse lo observado durante los ensayos de la **sección 6.2**. A $0,1 \text{ mm/min}$ se nuclea una interfase en una mordaza, y el incremento de tensión es tan pequeño que nunca se alcanza la condición descrita para la nucleación de otro frente. Transcurridos 46 ciclos la transformación aún se localiza en un solo frente porque los incrementos de tensión serían inferiores al valor límite del umbral, evaluado en 2,2 MPa en la **Figura 6.12**. Por otro lado, a 1 mm/min , se detectan dos interfases en el primer ciclo. Las condiciones para la aparición de esa segunda interfase están dadas por las otras mordazas y serían menores que los 65 MPa medidos en el primer ciclo del experimento descrito en esta sección, aunque lo suficientemente grandes como para no permitir la nucleación de nuevos frentes a $0,1 \text{ mm/min}$. Luego, cuando aumenta el número de ciclos van apareciendo mayor cantidad de frentes a lo largo de la longitud del alambre, a medida que disminuye el umbral para la nucleación. Una transformación localizada en 1 ó 2 interfases puede observarse si se vuelve a ciclar a $0,1 \text{ mm/min}$ como mostraba la **Figura 6.4**.

En ciclados a mayores V_{elong} es previsible la aparición de más frentes [Shaw 1997], incluso durante el primer ciclo cuando el umbral para la nucleación es el máximo. Por ejemplo, en la **Figura 6.13** se incluye la curva σ - ϵ correspondiente al primer ciclo obtenido con un alambre de 2,46 mm de diámetro, 120 mm de longitud, ciclado a 0.01 Hz de frecuencia a una amplitud de deformación del 8%, lo que implica una velocidad V_{elong} media de $11,5 \text{ mm/min}$ y máxima de $18,1 \text{ mm/min}$. Puede verse en el plateau de transformación los descensos de tensión que se corresponden con la aparición de otro frente en posiciones mas frías.

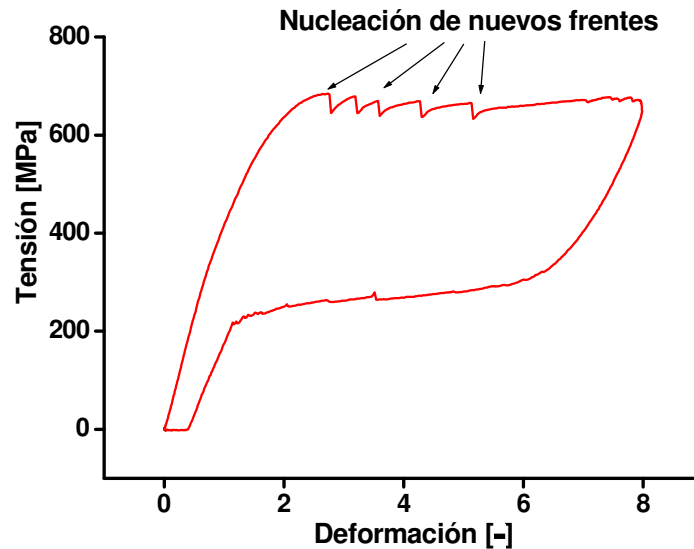


Figura 6.13 Descensos de tensión asociados a la nucleación de nuevos frentes en el primer ciclo superelástico de un alambre de 2,46 mm de diámetro y 120 mm de longitud ciclado a 0,01 Hz a un 8% de deformación.

Los 65 MPa evaluados aquí como valor umbral corresponden a este alambre, suponiendo que el mecanizado por electroerosión no modifica ninguna de sus propiedades. Aclaramos esto porque en trabajos similares donde se utilizan otras geometrías, se habla de umbrales de 18 MPa [He 2010b] o también de un umbral que depende de la temperatura [Shaw 2004]

Los resultados recogidos hasta aquí sientan la base de un modelo termomecánico para la superelasticidad. Se trata de formular un comportamiento isotérmico de referencia. Las tensiones que resultan en un ciclo determinado dependerán de la temperatura en el frente que se esté moviendo. Pero existen una serie de características que en principio no responderían a este comportamiento localizado ni serían consecuencia del acoplamiento termomecánico. Por ejemplo, la falta de linealidad que presenta la tensión al inicio y al fin de las transformaciones, que según se vio en la **Figura 6.6** no corresponden a inhomogeneidades en la deformación. Es necesario en trabajos a futuro realizar experimentos con el fin de determinar qué es lo que ocurre exactamente en estos tramos del ciclado.

En el capítulo siguiente se abordarán las posibles causas de este comportamiento localizado estudiando numéricamente el estado de tensiones en una interfase asociado a la diferencia entre las deformaciones de ambas fases que deben ser acomodadas elásticamente.

7 Análisis de la Localización y Propagación de la Transformación

7.1 Introducción

El carácter localizado de la transformación caracterizado por la nucleación y propagación de interfases encuentra similitudes con el mecanismo de formación de bandas de Lüders en la deformación plástica de aceros de bajo carbono o con la propagación de inestabilidades (cuello) en la tracción de algunos polímeros [Ward 2004]. Este fenómeno se presenta en los alambres de NiTi de tamaño de grano ultrafino utilizados en el presente trabajo. La ocurrencia de este fenómeno de transformación localizada ha sido observada y estudiada experimentalmente por diversos autores, utilizando arreglos experimentales similares a los descritos en el **Capítulo 6** [Shaw 1995, Churchill 2009, Olbricht 2008]. También, en experimentos más sofisticados, utilizando cámaras infrarrojas que permiten seguir la evolución del campo de temperaturas a lo largo de la muestra [Iadicola 2002]. De esta manera se detecta actividad de transformación por las variaciones de temperatura relacionadas con el calor latente asociado a la ocurrencia de la transformación martensítica (transformación de primer orden). El problema del origen y condiciones críticas para que se manifieste este tipo de mecanismos presenta varios aspectos. Por un lado, se pretende conocer las causas para el inicio de la localización de la deformación, y por otro, por qué esta inhomogeneidad se propaga luego a toda la probeta. En general, las explicaciones y modelos propuestos giran en torno al hecho experimental de que es necesario vencer una tensión umbral que está asociada al evento de nucleación de una porción de martensita en un medio homogéneo de austenita. Una vez superada esta barrera, la transformación propagará a una tensión menor. Algunos trabajos se enfocan en el origen de la sobretensión o pico de nucleación y otros, suponiéndolo de antemano, explican la localización de la transformación a través de la propagación de un frente más o menos definido. Por ejemplo en [Truskinovsky 2004] utilizan un modelo de partículas unidas con resortes que caracterizan el comportamiento a nivel microscópico, obteniendo una tensión necesaria para la nucleación, más alta que la de propagación. *Sittner et al* [Sittner 2005], enfocan las causas en la textura cristalográfica particular de alambres y cintas, y presentan un modelo cotejado con datos experimentales donde, para ciertas texturas, se cumple una condición

similar a la de *Considere*, utilizada para la definición del comienzo de la inestabilidad por deformación plástica en experimentos de tracción uniaxial. Otro tipo de estudios incorporan un comportamiento constitutivo a modelos continuos donde se incluye una rama de ablandamiento. Así [Azadi 2007] y [Iadicola 2004] pudieron obtener en formulaciones 3D el patrón localizado, suponiendo un sólido isótropo. Si bien este ablandamiento se puede inferir a partir de la observación experimental del pico de sobretensión, no habría en principio razones físicas para suponer un comportamiento constitutivo de este tipo. Sun *et al* [Zhong 2000, Sun 2000] calcularon analíticamente el campo de tensiones mediante el cual las deformaciones correspondientes a la transformación, de una inclusión de martensita, son acomodadas por el resto del material. El campo de tensiones en las interfases, generaría una tensión equivalente mayor que la necesaria para producir la transformación, mientras que en el resto del material estaría levemente por debajo. De esta manera se explica que el avance de la transformación ocurra en la zona de la interfase antes que en el resto del material sin transformar, donde la tensión equivalente es menor. Basados justamente en este efecto de concentración de tensiones, en esta sección se realizan evaluaciones numéricas sobre una geometría 2D utilizando el software de elementos finitos Ansys Multiphysics® v10. En primer lugar se evalúa cuantitativamente el problema elástico de una inclusión y luego, se incorpora una ley constitutiva elastoplástica mediante la cual se verifica la formación y propagación de un frente.

7.2 Problema Elástico de Alambre con Inclusión de Martensita

En los artículos mencionados anteriormente [Zhong 2000, Sun 2000], se estudia el estado de tensiones elásticas que se generarían en un alambre libre de tensiones externas cuando aparece una inclusión de martensita con la geometría que se esquematiza en la **Figura 7.1**. La situación representada equivale a la de un material que ha transformado parcialmente en su zona central (inclusión de largo l). Se trata entonces de resolver el problema elástico asociado a la presencia de esta zona transformada, prestando especial atención a los campos de tensiones y deformaciones en la zona de las interfases. Se consideran propiedades elásticas isótropas. Para obtener la solución, tomamos el planteo de Zhong *et al*. Se parte del alambre con la inclusión y sus deformaciones acomodadas elásticamente junto al resto del alambre como indica la **Figura 7.1b**. En esta primera

aproximación al problema no se consideran tensiones externas. A la inclusión se le asignan dimensiones equivalentes a las resultantes de transformar esta porción del material, originalmente en austenita, a martensita considerando que no existe cambio de volumen asociado a la transformación. De esta manera, se asigna a la inclusión las deformaciones principales en las direcciones radiales r , tangenciales θ y longitudinales z , determinadas por:

$$\begin{cases} \mathcal{E}_r^t = \mathcal{E}_1 \\ \mathcal{E}_\theta^t = \mathcal{E}_1 \\ \mathcal{E}_z^t = \mathcal{E}_2 \end{cases} \quad (7.1)$$

siendo las \mathcal{E}^t las deformaciones asociadas a la transformación y debido a la conservación del volumen se debe cumplir que:

$$2\mathcal{E}_1 + \mathcal{E}_2 = 0 \quad (7.2)$$

Se comienza ubicando el origen de ejes de coordenadas cilíndricas en el centro de la inclusión. El problema general se resuelve sumando las soluciones de dos problemas relativamente más simples, utilizando el principio de superposición:

En el problema I se calculan las tensiones necesarias para anular las deformaciones que aparecen con la transformación de la inclusión. Se imponen los siguientes desplazamientos:

$$\begin{cases} u_r^I = 0 \\ u_z^I = A_{in} \cdot z \end{cases} \quad \text{cuando } |z| < l/2 \quad (7.3)$$

y

$$\begin{cases} u_r^I = 0 \\ u_z^I = -A_{in} \cdot l/2 \end{cases} \quad \text{cuando } z < -l/2 \quad (7.4)$$

o

$$\begin{cases} u_r^I = 0 \\ u_z^I = A_{in} \cdot l/2 \end{cases} \quad \text{cuando } z > l/2 \quad (7.5)$$

donde la constante A_{in} equivale a:

$$A_{in} = \frac{2\mu}{(1-\mu)} \varepsilon_1 + \varepsilon_2 \quad (7.6)$$

Aquí μ es el módulo de Poisson. La solución a este problema elástico es simple. Para anular las deformaciones impuestas sobre la inclusión es necesario aplicar la siguiente tensión radial en la superficie correspondiente a la inclusión:

$$p = \frac{E\varepsilon_1}{1-\mu} \quad (7.7),$$

como se indica en la **Figura 7.1c**.

Ahora, para la definición del problema *II* se aplica esta presión p como condición de borde a la configuración del problema anterior con el signo opuesto como se indica en la **Figura 7.1d**. De manera que la superposición de ambos problemas cumple con las condiciones de borde del problema inicial, es decir, con la tensión normal nula.

En el problema *I* la solución es directa y de ahí extraemos la condición de borde (7.7). Ahora, el problema *II*, para el cual se aplica la presión $-p$ solo en un tramo de longitud l , de un alambre muy largo, requiere un tratamiento analítico más complicado, y la solución involucra integrales indefinidas y funciones de *Bessel*, de manera que se dificulta la evaluación de las tensiones resultantes en función de las propiedades elásticas del material y de la geometría de la inclusión. Más detalles se pueden encontrar en los trabajos de *Zhong et al* mencionados anteriormente. A continuación el problema es evaluado numéricamente, utilizando valores típicos de las aleaciones del NiTi para sus propiedades elásticas.

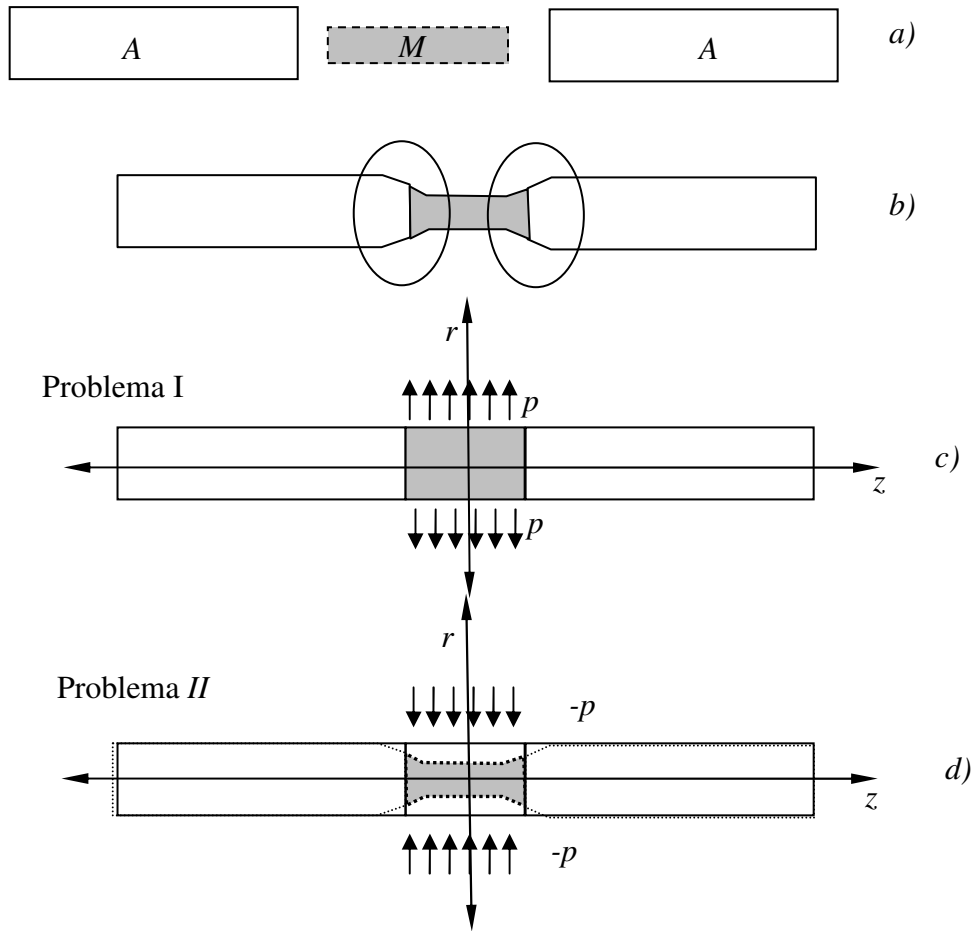


Figura 7.1 Descripción del problema de la Inclusión de martensita M en un medio elástico de austenita A . *a)* La inclusión presenta como transformaciones iniciales las asociadas a la transformación. Se alarga y adelgaza manteniendo el volumen. *b)* Los tramos adyacentes acomodan estas deformaciones, generándose una zona de transición señalada en la Figura. La martensita se expande y la austenita se comprime. *c)* Problema I: Esta configuración, imponiendo desplazamientos radiales nulos en todo el alambre se logra aplicando una tensión p en la superficie de la inclusión. *d)* Problema II: Ahora, si a un alambre con desplazamiento radial nulo se le aplica una tensión $-p$ en la superficie de la inclusión se obtendrían los desplazamientos y deformaciones de *b)* El estado de tensiones se obtiene sumando la tensión constante p en todo el volumen de la inclusión.

7.3 Solución Numérica al Problema Elástico

Utilizando el software Ansys Multiphysics, se modeló el alambre, de diámetro $2,5 \text{ mm}$, asumiendo un comportamiento lineal elástico con módulos de Young E de 60 GPa para la austenita y 40 GPa para la martensita, y un módulo de Poisson ν de $0,33$ para ambas fases. La geometría, un alambre de 110 mm de largo y diámetro $2,5 \text{ mm}$ fue mallada con elementos triangulares PLANE2 de 6 nodos con funciones de forma cuadráticas,

considerando geometría axisimétrica. La inclusión se introdujo en la zona central como se esquematiza en la **Figura 7.2**. Se aplicó una presión $p = 1500 \text{ MPa}$ sobre la arista correspondiente a la inclusión. Este valor resulta de considerar una deformación asociada a la transformación $\varepsilon_l = 0,025$ en la ecuación (7.7). Como condición de borde se aplicaron desplazamientos en z nulos sobre un extremo (no incluido en la Figura por razones de espacio). Los cálculos se hicieron con inclusiones de largos l de 1, 5 y 10 mm.

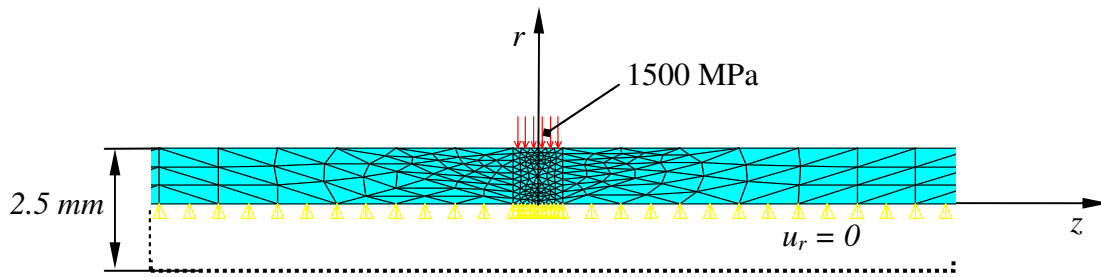


Figura 7.2 Mallado utilizado para resolver el problema descrito en la **Figura 7.1 b**).

Para los resultados, como se mencionó arriba, a los puntos correspondientes al volumen de la inclusión se les aplica el estado de tensión de la **Figura 7.1c**, es decir, se les suma la tensión radial de 1500 MPa. En la **Figura 7.3a** se graficaron las tensiones radiales σ_r y longitudinales σ_z para la inclusión $l = 10 \text{ mm}$, evaluadas a lo largo del eje central ($r = 0$) a partir del centro, sólo hacia el costado positivo de z , aprovechando la simetría del problema. En la **Figura 7.3b**, se muestran también σ_r , σ_z y las tensiones de corte σ_{rz} , que en este caso presentan una perturbación, a lo largo la línea $r = 1,25 \text{ mm}$. Como era de esperar, las tensiones se perturban en las zonas de la transición. En el eje central la magnitud de la tensión radial alcanza 800 MPa, un 53 % de los 1500 MPa aplicados para resolver el problema. σ_z alcanza 200 MPa. En la línea $r = 1,25 \text{ mm}$, los valores de σ_r tanto como los de σ_z alcanzan magnitudes mayores en valor absoluto. Se resalta que el signo de las perturbaciones en la tensión longitudinal σ_z pasa de tracción a compresión en el eje, y de compresión a tracción en la superficie. En las **Figuras 7.4a y b** se repiten los resultados, pero para una inclusión de longitud $l = 5 \text{ mm}$ y en las **Figuras 7.5a y b** los resultados correspondientes a una inclusión con $l = 1 \text{ mm}$. En este último caso, la perturbación en las tensiones involucra a todo el volumen de la inclusión.

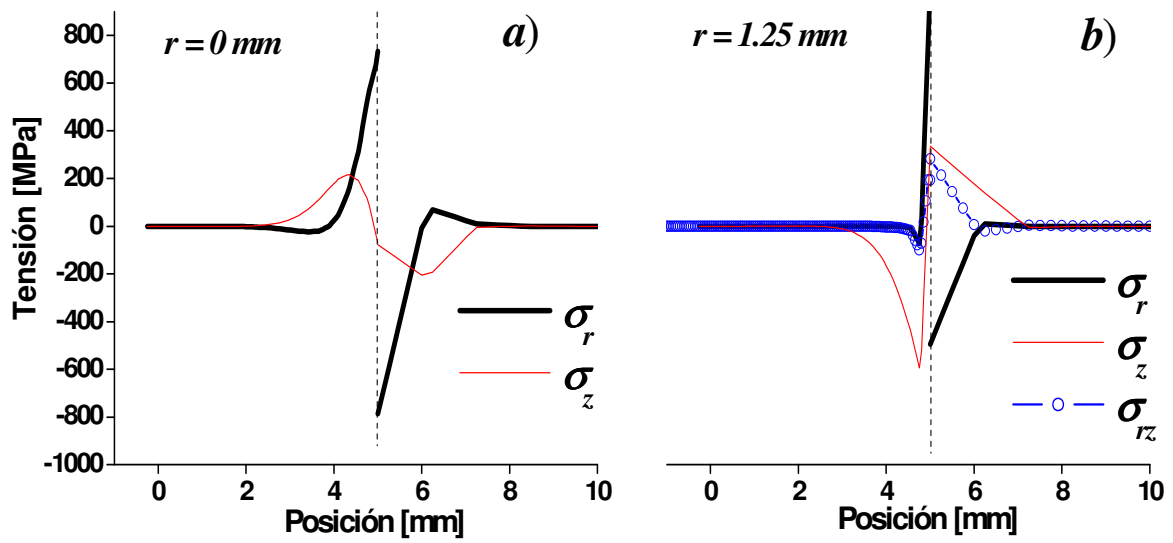


Figura 7.3. Resultados para una inclusión de $l = 10 \text{ mm}$. a) σ_r y σ_z a lo largo de $r = 0$. b) σ_r , σ_z y σ_{rz} a lo largo de $r = 1,25 \text{ mm}$.

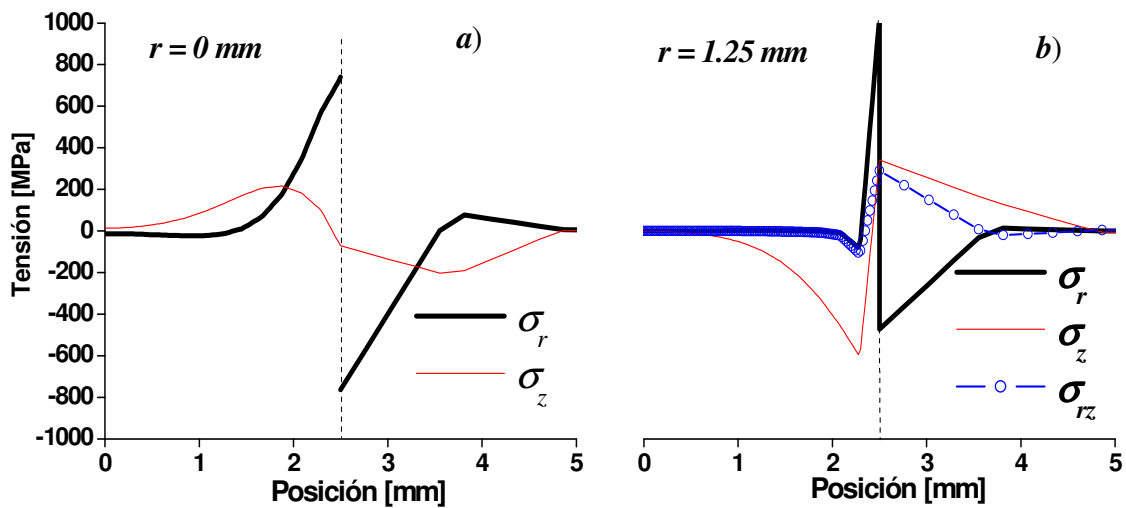


Figura 7.4. Resultados para una inclusión de $l = 5 \text{ mm}$. a) σ_r y σ_z a lo largo de $r = 0$. b) σ_r , σ_z y σ_{rz} a lo largo de $r = 1,25 \text{ mm}$.

Hasta aquí se evaluó como las deformaciones generadas por inclusiones de distinto tamaño son acomodadas por las zonas adyacentes, y debido a esto aparecen tensiones importantes en el entorno de las interfases. En los tres casos analizados, aproximadamente unos $2,5 \text{ mm}$, es decir, una longitud similar a la del diámetro, se ve afectada por este reajuste elástico. Para evaluar si estas tensiones generadas al acomodar la inclusión de martensita generan las condiciones de localización, se procede de la siguiente manera:

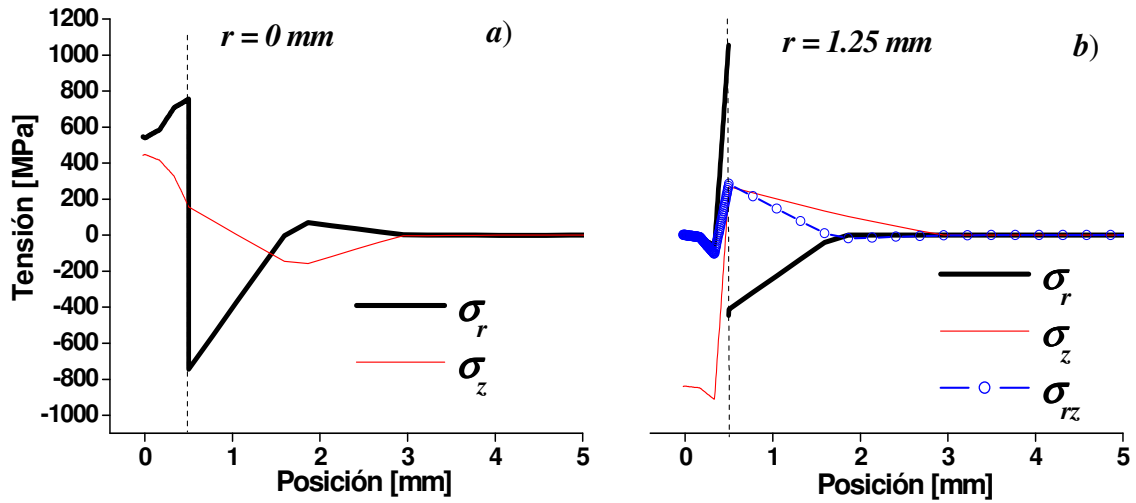


Figura 7.5. Resultados para una inclusión de $l = 1 \text{ mm}$. a) σ_r y σ_z a lo largo de $r = 0$. b) σ_r , σ_z y σ_{rz} a lo largo de $r = 1,25 \text{ mm}$.

Primero es necesario considerar la situación de un alambre al que se le aplica una tensión uniaxial. El caso de un alambre libre de tensiones es sólo hipotético, ya que no sería posible obtener martensita con el alambre libre de tensiones (en alambres superelásticos a temperatura por arriba de A_f). Luego, para evaluar las posibilidades de transformación que existe en cada punto se debe comparar una tensión equivalente con un valor crítico, de manera similar a como se procede en plasticidad. Si bien existen criterios de transformación para las *AMF* basados en la confección de superficies en el espacio de las tensiones principales [Qidwai 1999, Whang 2004, Calloch 2006], aquí vamos a tomar un criterio similar al de Von Mises, siguiendo con la hipótesis de sólido isótropo. Definimos la tensión equivalente de Von Mises:

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\left(\frac{1}{2} \cdot \left((\sigma_r - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_r)^2 \right) + 3\sigma_{rz}^2 \right)} \quad (7.6)$$

suponemos una tensión uniaxial aplicada $\sigma_z = 500 \text{ MPa}$. En la **Figura 7.6** se muestra el valor de σ_{VM} a lo largo de $r = 0$ y $r = 1,25 \text{ mm}$. Se observa en la zona de las interfases, donde vimos que el estado de tensiones dejaba de ser uniaxial y pasaba a ser biaxial (axisimétrico), cómo esta tensión se separa de los 500 MPa. Claramente la transformación

llegaría primero en las adyacencias de la inclusión, donde las tensiones de Von Mises son más altas.

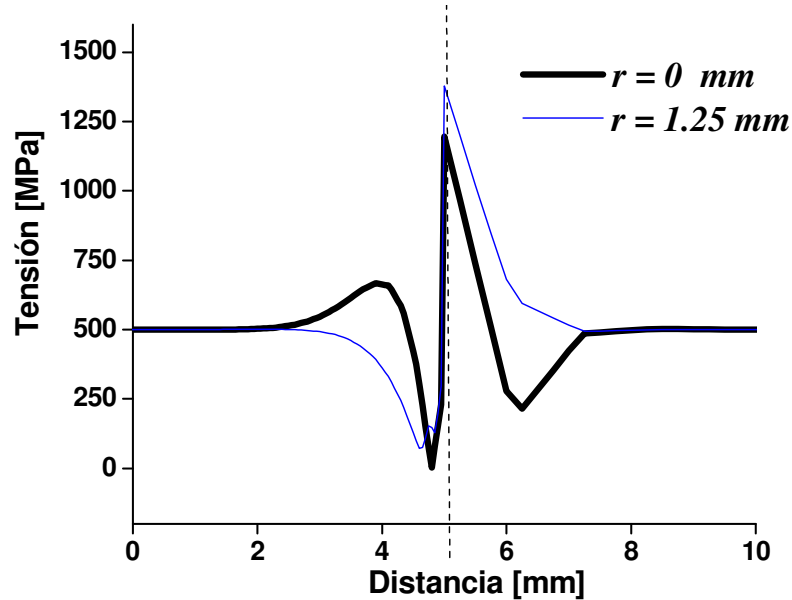


Figura 7.6 Tensiones de Von Mises en el problema de la inclusión, con una tensión uniaxial aplicada de 500 MPa . Este caso corresponde a una inclusión de largo $l = 10 \text{ mm}$.

Este último análisis explica el aporte de este efecto de concentración de tensiones en la localización de la transformación. No obstante es necesario tener en cuenta que, a medida que la tensión uniaxial se va incrementando, una región adyacente a esta inclusión que estamos considerando alcanzaría niveles de tensión equivalentes de Von Mises iguales a la transformación, produciéndose una redistribución de tensiones en esa zona, análogamente a lo que ocurre con la zona plástica en la punta de una fisura. Entonces, tendríamos ya no un frente plano de martensita, sino un perfil de transformación que resulta de esta redistribución de tensiones.

7.4 Introducción de Plasticidad como Analogía de Superelasticidad

Para evaluar este perfil, se plantea el problema de la tracción de un alambre de NiTi, pero considerando ahora un comportamiento constitutivo que represente la transformación superelástica. Suponiendo que la transformación martensítica ocurre a volumen constante, puede plantearse un comportamiento elastoplástico en base a tensiones

y deformaciones de Von Mises como el de la **Figura 7.7**, donde el estado de tensiones que produce la transformación es análogo al que produce el flujo plástico y equivale a la tensión de Von Mises evaluada con la expresión (7.6). La deformación equivalente correspondiente al criterio de Von Mises es similar a la de la tensión y puede consultarse por ejemplo en [Hill 1950].

Según el comportamiento elastoplástico, la tensión equivalente de Von Mises se mantiene constante hasta alcanzar el fin de la transformación, donde se registra un endurecimiento con el que se modela la deformación elástica de la fase martensítica. Es posible utilizar esta analogía con el comportamiento elastoplástico, porque sólo se estudia el proceso de carga.

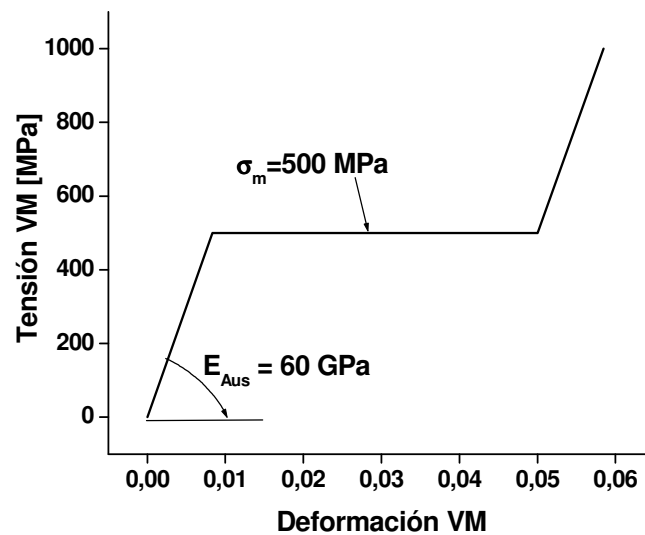


Figura 7.7 Ley Constitutiva para la tracción superelástica, basada en un comportamiento elastoplástico

Entonces, de nuevo con el programa Ansys Multiphysics, se simuló la tracción de un alambre de NiTi, al que se le incorporó este comportamiento plástico definido, especificando un endurecimiento isotrópico. El programa permite en cada paso de tiempo actualizar la geometría debido a los desplazamientos que van ocurriendo, con la función NLGEOM (no linealidades geométricas) para problemas que involucren grandes desplazamientos o deformaciones. De esta manera es posible tener en cuenta el cambio de geometría y por ende el efecto de concentración de tensiones debido a la aparición de la martensita. Entonces, se modeló un alambre de 20 mm de largo con geometría axisimétrica pero en este caso se utilizaron elementos rectangulares PLANE182 de 4 nodos, aptos para análisis no lineales. Para modelar el efecto de las mordazas se aplicó una presión de 100

MPa a lo largo de 1 mm de la superficie lateral en uno de los extremos. Así, se provoca la transformación allí antes que en otras zonas del alambre. Se impusieron desplazamientos radiales nulos en el eje central y desplazamientos longitudinales nulos en el mismo extremo de la mordaza. La tracción se introduce imponiendo desplazamientos longitudinales sucesivos en el extremo opuesto, hasta alcanzar una deformación longitudinal total de un 6%, con 20 incrementos de $0,06\text{ mm}$. El mallado, con las condiciones de borde impuestas se muestra en la **Figura 7.8**.

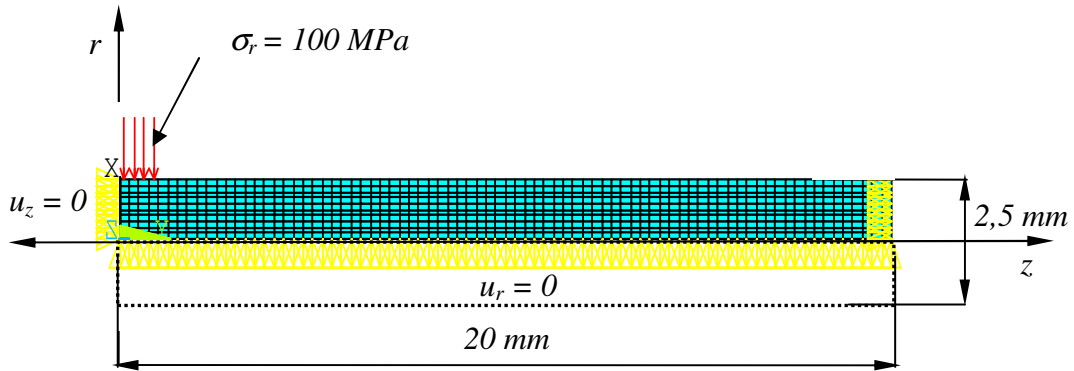


Figura 7.8 Malla de 20×80 de elementos rectangulares, y condiciones de borde aplicadas en el modelo axisimétrico del alambre.

Entre los resultados, en la **Figura 7.9**, se ha incluido en escala de colores el campo de deformaciones longitudinales ϵ_z en distintos porcentajes de deformación total. La solución numérica capta la localización de la transformación. Se forma una zona adelgazada en las cercanías de la mordaza que se propaga a lo largo del alambre a medida que aumenta el desplazamiento del extremo superior. Se establece así el frente de transformación, que observando esta solución numérica, puede considerarse desarrollado para deformaciones mayores a 3,25%. Esta inestabilidad representa una transición entre 2 regiones con gran diferencia de deformación. La fracción local de martensita Z se define en función del estado de tensiones y deformaciones de Von Mises $\sigma_{VM}-\epsilon_{VM}$, en referencia a la **Figura 7.7** por medio de la expresión (7.7) para cada posición:

$$Z = \frac{\epsilon_{VM} - \frac{\sigma_{VM}}{E_A}}{\frac{\sigma_{VM}}{E_A} - \frac{\sigma_{VM}}{E_A} + 0,05} \quad (7.7),$$

donde la constante 0,05 es la máxima deformación longitudinal asociada a una transformación libre de cargas suponiendo que las variantes que se forman son las más favorables para una tensión normal uniforme en la dirección axial. En la **Figura 7.10** se han representado los campos de fracción local de martensita para los mismos instantes representados en la **Figura 7.9**. La localización de la deformación en este modelo elastoplástico representaría la situación de transformación localizada en la zona de interfase entre martensita y austenita en el caso del material superelástico.

La forma del frente tiene características bidimensionales. Se desarrolla un gradiente de Z en la dirección longitudinal, y también, aunque más suave, en la dirección radial. La longitud de la transición es mayor en la superficie que en el centro. Imágenes con mayor detalle de esta transición se observan en la **Figura 7.11** donde se han incluido los campos de fracción local Z , desplazamientos radiales u_r , y tensiones de Von Mises σ_{VM} en un entorno del frente ya desarrollado. En base a la escala de colores utilizada se puede especular que la transición ocurriría en una longitud de aproximadamente 2,5 mm, es decir, del orden del diámetro del alambre. Luego, para terminar con la caracterización del perfil, en la **Figura 7.12** se muestran las fracciones de fase Z a lo largo del alambre calculadas sobre el eje central ($r = 0$) y sobre la superficie ($r = 1,25$) cuando la deformación global es de 3,58 %. Para este nivel de deformación el frente se considera desarrollado y sus características son independientes de la posición del mismo. Aquí se puede observar que la transición ocupa en realidad 4,4 mm, que no se podían resolver con la escala de 10 colores de la **Figura 7.11**. Un resultado interesante es que el perfil de Z correspondiente a la superficie no satura en 1 tras el paso de la transición. También se observa una irregularidad donde termina la mordaza, donde el valor de Z desciende.

En la misma figura se incluyen las curvas de tensiones de Von Mises σ_{VM} , también a lo largo del eje y de la superficie. A lo largo de la transición, como es de esperar, los valores de σ_{VM} se mantienen iguales a la tensión de transformación. En la zona que aún no fue atravesada por el frente los valores de σ_{VM} disminuyen. Esto indica que la tensión uniaxial aplicada evaluada como la fuerza total, dividida por la sección transversal original será un poco más baja que la tensión de transformación.

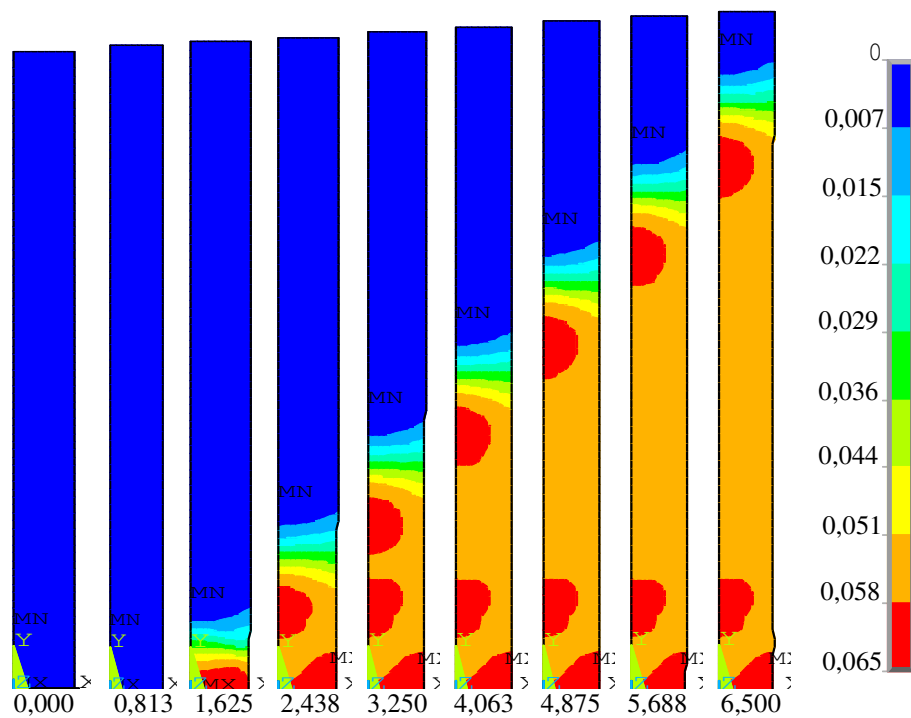


Figura 7.9 Campo de deformaciones para distintos instantes, correspondientes a las deformaciones uniaxiales indicadas debajo de cada imagen (MN y MX denotan la posición de los valores mínimos y máximos)

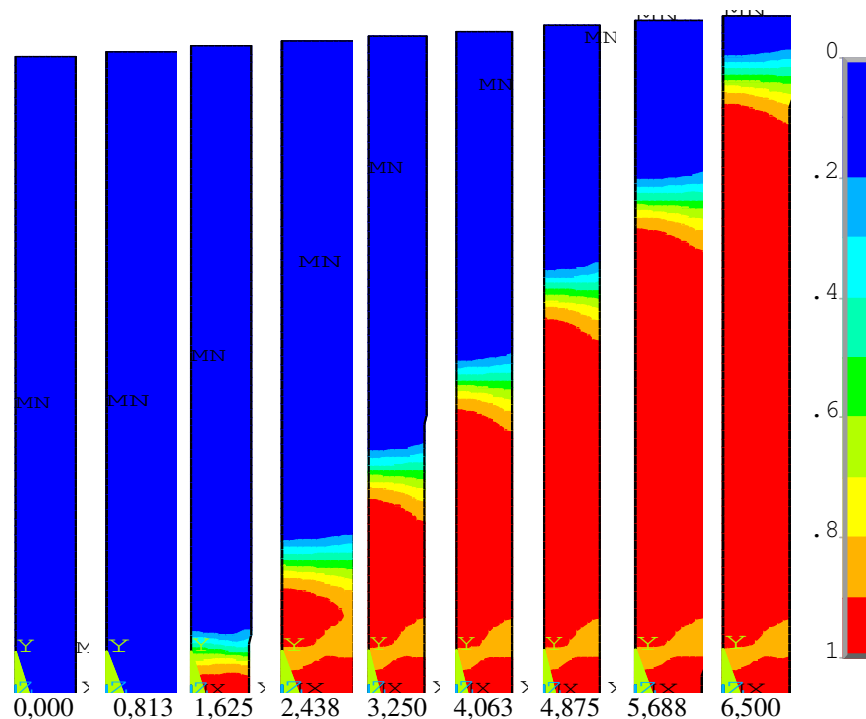


Figura 7.10 Fracción de martensita para cada porcentaje de deformación uniaxial total (indicados debajo de cada imagen) (MN y MX denotan la posición de valores mínimos y máximos)

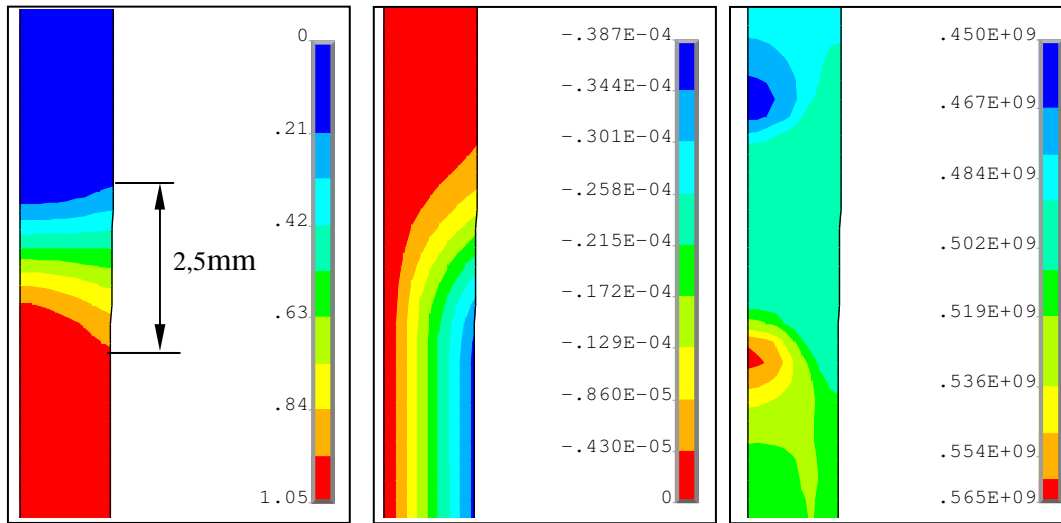


Figura 7.11. Detalle de la transición por el frente. Izquierda: Porción local de fase Z; Centro: Desplazamiento radial u_r (en m); Derecha: Tensiones de Von Mises σ_{VM} (en Pa). La zona de transición abarca aproximadamente $2,5\text{ mm}$ de longitud en la superficie y se acorta hacia el centro. Respecto a la formación del cuello, se calculó un adelgazamiento máximo de $39\text{ }\mu m$ tras el paso de la inestabilidad.

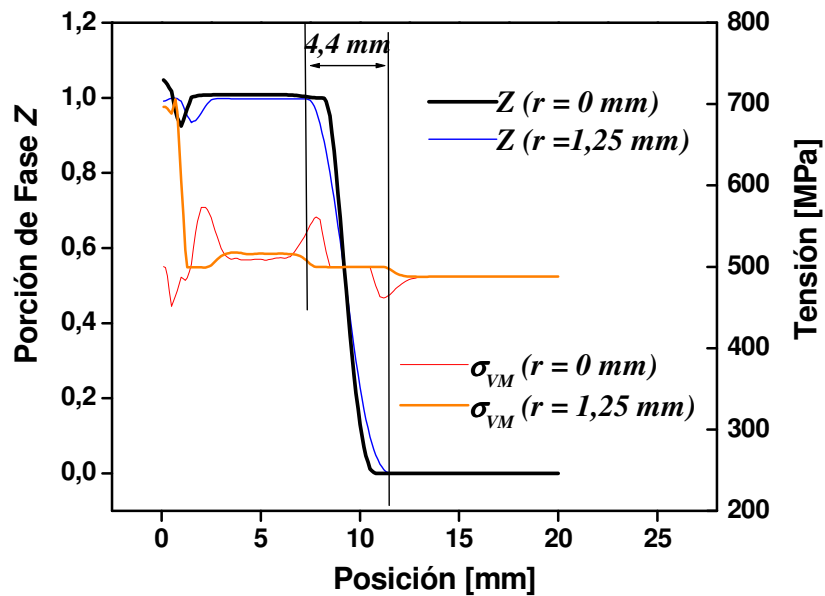


Figura 7.12. Perfiles de porción de fase Z y de tensiones de Von Mises σ_{VM} a lo largo del eje central ($r = 0$) y de la superficie ($r = 1,25\text{ mm}$)

Finalmente en la **Figura 7.13** se muestran los perfiles de tensión longitudinal σ_z también para una deformación total de 3.58%. En la zona de la transición, se repite lo observado en el análisis de la inclusión en las **Figuras 7.4, 7.5 y 7.6**, donde en la superficie

se invierte la evolución de σ_z respecto del eje central. En la zona donde ya ocurrió la transformación y fuera de las perturbaciones del borde y del frente, los resultados indican una diferencia entre los valores del eje central y los de la superficie. Esto implica que σ_r presenta un perfil de tensiones residuales en la dirección radial, que se ilustra en la **Figura 7.14**, junto a los perfiles de tensiones tangenciales σ_θ y de corte σ_{rz} .

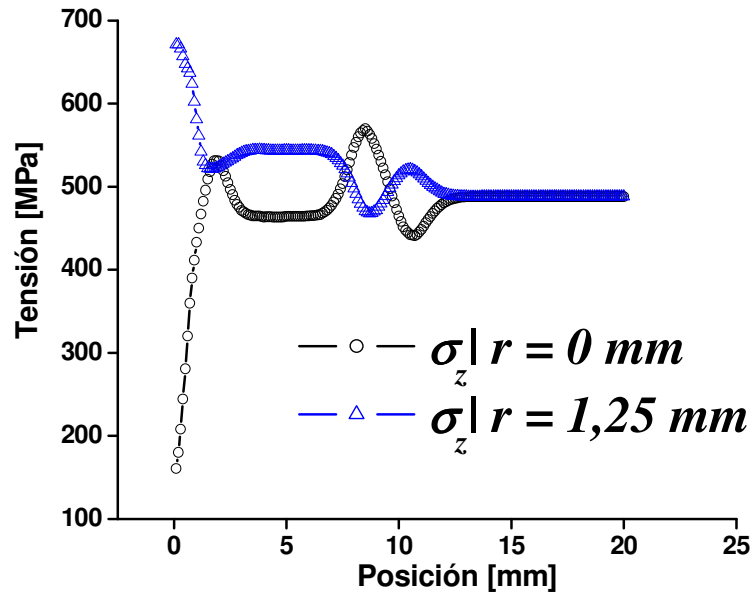


Figura 7.13. Perfiles de tensión longitudinal σ_z a lo largo del alambre para líneas sobre eje central y sobre la superficie.

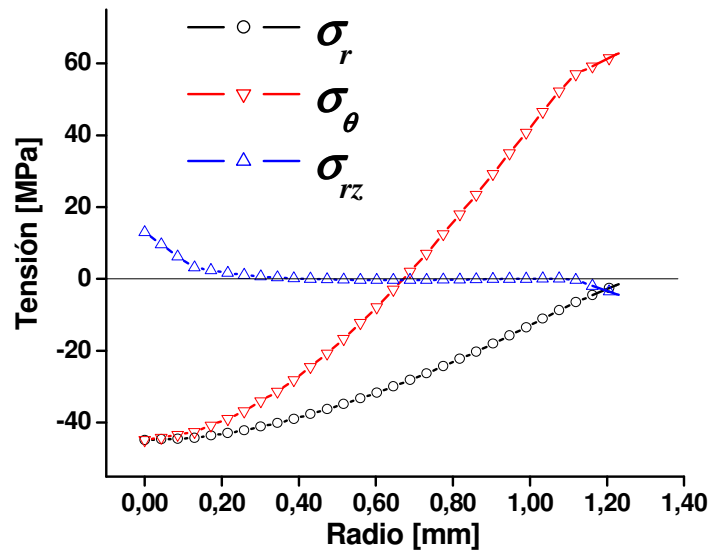


Figura 7.14. Perfil radial de tensiones σ_r , σ_θ y σ_{rz} en sección ya atravesada por el frente de transformación.

7.4 Comentarios Finales

Los resultados encontrados con el análisis presentado en este capítulo nos permiten entender el origen y algunas de las características asociadas a la ocurrencia de una transformación localizada como la que tiene lugar en las aleaciones de NiTi objeto del presente trabajo. La parte más interesante de esta sección sería el análisis elastoplástico que permite evaluar las condiciones de propagación del frente de transformación a partir de un comportamiento constitutivo que no incluye ablandamiento. El análisis del problema de la inclusión muestra la importancia del efecto de concentración de tensiones asociado a la coexistencia de las dos fases. Al incorporar al análisis el comportamiento elastoplástico puede evaluarse la forma que toma el frente de transformación al redistribuirse las tensiones analizadas previamente en el problema de la inclusión cilíndrica. Según los resultados numéricos, el frente está compuesto por una transición de Z de 0 a 1 en una región que abarca una longitud de 4,4 mm sobre la superficie y unos 2,5 mm en el centro del alambre. Estos resultados son de una gran importancia a la hora de elaborar el modelo termomecánico unidimensional que se presentará más adelante. Se verá que en el modelado de la fuente de calor móvil difusa asociada a la transformación de fases inducida por tensiones, la extensión espacial de dicha fuente juega un importante rol tanto desde el punto de vista de la física del problema como de la resolución numérica del modelo asociado [Soul 2007]. El resultado señalado arriba, donde, en la **Figura 7.12** se observa que el valor de Z no satura en 1 a lo largo de la línea correspondiente a la superficie merece un comentario. El hecho de que tras el fin del plateau de transformación no se alcance un 100% de martensita es un aspecto observado tanto experimentalmente [Miyazaki 1981] como en modelos 3D [Manchiraju 2010]. La diferencia entre estos trabajos y el modelo presentado en esta tesis es que, estos modelos tienen en cuenta la anisotropía de los granos, a los que se asume distribuidos aleatoriamente, y no se los modela como un continuo isotrópico. Entonces, se atribuye esta “austenita retenida” a microestados de tensiones desfavorables para el crecimiento de la martensita debido a la diferente orientación de los granos.

Pensando en trabajos que continúen en esta dirección, el análisis por elementos finitos con geometrías 2D o 3D podría ampliarse para tener en cuenta dos aspectos importantes para evaluar el desarrollo del frente de transformación. Un punto sería incorporar la dependencia de la tensión de transformación con la temperatura, el otro

aspecto requeriría elaborar una rutina para tener en cuenta todo el comportamiento superelástico, incluyendo la etapa de descarga, para poder evaluar así el efecto que podría tener la acumulación de ciclos en el desarrollo de tensiones residuales.

8 Evaluación Numérica de los Efectos Térmicos Asociados al Ciclado

8.1 Introducción

En las secciones correspondientes a la etapa experimental fueron observados los efectos térmicos que acompañan al ciclado superelástico de los alambres de NiTi y las consecuencias de estos en la respuesta mecánica debido al fuerte acoplamiento termomecánico a través de la relación de Clausius-Clapeyron.

En esta sección se estudian numéricamente los cambios en el campo de temperaturas $T(x,t)$ asociados al intercambio de calor latente de transformación durante un ciclo superelástico en alambres de NiTi. Para esto se consideran dominios unidimensionales y se plantea a nivel diferencial una ecuación de balance de los flujos de energía provocados por la inducción mecánica de la transformación. La formulación del problema requiere la definición de la cinética de transformación. Respecto de esto, se analizarán tres casos:

- a) Una interfaz móvil recorriendo el alambre de un extremo al otro
- b) Dos interfaces con movimiento simétrico, desde los extremos hasta el centro
- c) Transformación homogénea.

En cada uno de los casos se evalúa la dependencia de los efectos térmicos con la velocidad de transformación y con las características del medio circundante. Los dos primeros casos corresponden a situaciones de localización de la transformación en la zona de las interfaces móviles. El caso de una única interfaz móvil es el observado a bajas velocidades de deformación. Su tratamiento implica considerar una fuente de calor puntual móvil similar al problema térmico asociado a procesos de soldadura. Cuando se consideran dos interfaces móviles, se estudia la superposición de los perfiles de temperatura asociados a ambas fuentes. Como se vio en el **Capítulo 6**, en una situación real puede darse el caso de la inducción de múltiples interfaces o frentes de transformación. Sin embargo, los efectos asociados a la interacción térmica entre frentes pueden ser bien entendidos considerando el caso más simple de interfaces móviles.

Una transformación homogénea, en todo el volumen del material considerado es supuesta frecuentemente en modelos termomecánicos para la superelasticidad

[Maletta 2009, Heller 2009]. Si bien los experimentos reportados en el **Capítulo 6** indican la existencia de frentes localizados de transformación, mientras más cortas sean las piezas, o en la medida que existan mayor cantidad de interfaces esparcidas por todo el volumen, más se va a asemejar a un patrón homogéneo. Por esto, y aprovechando su sencilla implementación, se incluyó también en el análisis esta cinética de transformación.

La evaluación se realiza numéricamente, con un método de diferencias finitas explícito, por lo que se discuten brevemente consideraciones de estabilidad y convergencia para el algoritmo de solución adoptado.

8.2 Balance de Energía en Volumen Diferencial

El análisis se realiza contabilizando todas las interacciones energéticas que se dan en un volumen diferencial unidimensional como el representado en la **Figura 8.1**, La 1era Ley de la Termodinámica da el balance de energía para el volumen de control planteado:

$$\dot{Q} - \dot{W} = \dot{U} \quad (8.1),$$

donde \dot{Q} representa el intercambio neto de calor, \dot{W} el trabajo realizado y \dot{U} la energía interna asociada al elemento de volumen. El término de calor, o flujo de energía térmica involucra el calor generado por la transformación y el que se intercambia con el medio exterior (ambiente) y con los elementos contiguos del mismo alambre:

$$\dot{Q} = \dot{Q}_{gen} + \dot{Q}_{inter} \quad (8.2)$$

$$\dot{Q}_{inter} = -kA_t \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_x + kA_t \left. \frac{\partial T}{\partial x} \right|_{x+dx} + h \cdot P \cdot (T_{amb} - T) \cdot dx \quad (8.3)$$

En esta expresión A_t es el área de la sección transversal y P el perímetro. Se consideran aquí el flujo de calor en la dirección axial por conducción a través del mismo alambre (conductividad térmica uniforme k) y el flujo a través de la superficie caracterizado por el coeficiente de transferencia de calor por convección h . Estamos suponiendo que la temperatura es uniforme en cada sección del alambre debido a que el número de Biot es muy pequeño [Incropera 1996]. En efecto, aún considerando el alambre de mayor diámetro (diámetro $d = 2,46 \text{ mm}$) utilizado en el presente trabajo y

utilizando los valores $k = 9 \text{ W/mK}$ (la conductividad de la martensita) y $h = 130 \text{ W/m}^2\text{K}$, que corresponde a una convección forzada por la corriente de aire a 5 m/s generada por un ventilador [Incropera 1996] obtenemos:

$$Biot = \frac{h \cdot A_t}{k \cdot P} = \frac{h \cdot d/4}{k} \ll 0,1 \quad (8.4)$$

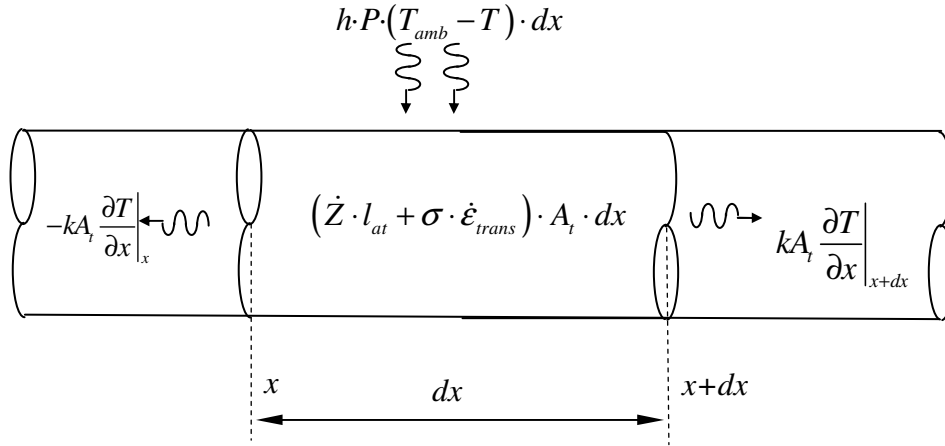


Figura 8.1 Balance de calor en volumen diferencial

La tasa de calor generado dentro del volumen considerado dependerá de la tasa de variación de la porción de fase de martensita Z . La expresión general para esta contribución puede escribirse entonces como:

$$\dot{Q}_{gen} = \dot{Z} \cdot l_{at} \cdot A_t \cdot dx \quad (8.5),$$

donde l_{at} es el calor latente por unidad de volumen. El trabajo que se considera es el trabajo mecánico que ingresa al sistema debido a la tensión uniaxial aplicada σ y a la deformación uniaxial ϵ que sufre el volumen, de signo negativo:

$$-\dot{W} = \sigma \cdot \dot{\epsilon} \cdot A_t \cdot dx = \sigma \cdot \dot{\epsilon}_{elas} \cdot A_t \cdot dx + \sigma \cdot \dot{\epsilon}_{inel} \cdot A_t \cdot dx \quad (8.6)$$

Los dos términos del último miembro corresponden a las contribuciones elástica e inelástica de la deformación, respectivamente. El trabajo inelástico W_{inel} , se debe al carácter irreversible de la transformación martensítica, por lo que es un trabajo que se disipa en las mismas posiciones donde se produce la transformación y está regulado por la tasa de cambio de fase local Z . Para evaluar la cantidad de trabajo inelástico por unidad de volumen, se representa en la **Figura 8.2** la curva σ - ϵ correspondiente a la

carga de un ciclo superelástico. En este gráfico se pueden visualizar los cambios de energía entre un volumen de aleación en fase austenítica (estado 1), y en fase martensítica (estado 2), al que accedió bajo carga constante σ_{trans} . El trabajo externo, que ingresa al sistema, por unidad de volumen sería:

$$w_{1-2} = -\sigma_{trans} \cdot \varepsilon_{A-M} \quad (8.7)$$

Parte de este trabajo es el que estamos llamando inelástico. Pero si el módulo de elasticidad de la martensita E_M es menor que el de la austenita E_A , como es usual observar en experimentos, existe también una porción que aumenta la energía elástica del elemento de volumen considerado. Una expresión de esto sería:

$$w_{inel} = (w_{1-2} - En_{elas2} + En_{elas1}) \quad (8.8)$$

Donde las En_{elas} son las energías elásticas en cada punto. Observando el trapecio rayado de la **Figura 8.2**:

$$w_{inel} = -\sigma \cdot \left(\varepsilon_{trans} + \frac{\varepsilon_M - \varepsilon_A}{2} \right) \quad (8.9)$$

Pudiendo expresarse en función de σ y de las propiedades del material:

$$w_{inel} = -\left(\sigma \cdot \varepsilon_{trans} + \sigma^2 \left(\frac{E_A - E_M}{2E_A \cdot E_M} \right) \right) \quad (8.10)$$

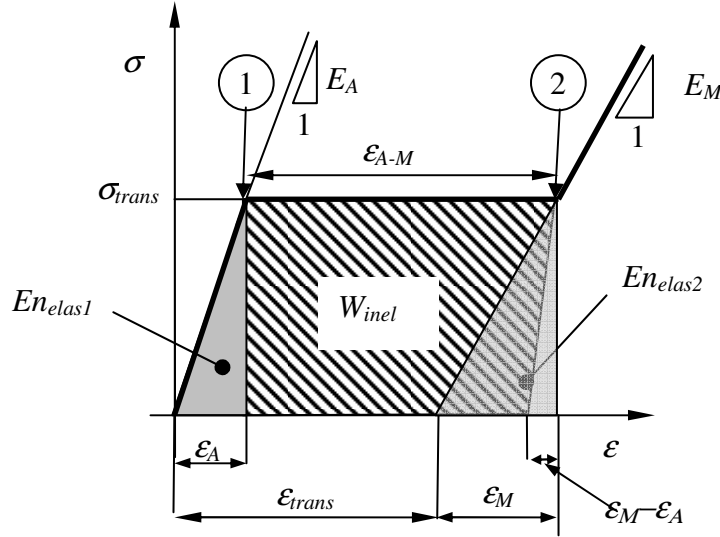


Figura 8.2 Representación gráfica del trabajo inelástico en un material que sufre una transformación

La ecuación **8.10** es la expresión exacta del trabajo inelástico tanto cuando se trata de transformación como cuando se trata de retransformación. Cuando la diferencia entre E_A y E_M es pequeña o nula, se puede considerar sin introducir gran error como veremos adelante $w_{inel} \approx \sigma \cdot \epsilon_{A-M}$. Entonces, la tasa de trabajo inelástico, controlada por la velocidad de transformación local se puede escribir como:

$$-\dot{W}_{inel} = \sigma \cdot \epsilon_{A-M} \cdot \dot{Z} \cdot A_t \cdot dx \quad (8.11)$$

La energía interna U se considera constituida por la suma de la energía térmica o calor Q y la energía elástica En_{elas} :

$$Q = A_t \cdot dx \cdot \rho \cdot C_e \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (8.12)$$

$$\dot{En}_{elas} = \sigma \dot{\epsilon}_{elas} A_t \cdot dx = \sigma \frac{\dot{\sigma}}{E} A_t \cdot dx \quad (8.13),$$

donde ρ es la densidad, C_e es el calor específico y E es el módulo elástico del material. Entonces, reemplazando todas las expresiones en la ecuación **8.1**, dividiendo por $\rho C_e A \cdot dx$, se llega a la expresión diferencial del balance energético:

$$\frac{k}{\rho C_e} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{h}{\rho C_e} \frac{P}{A_t} (T_{amb} - T) + \frac{(l_{at} + \sigma \cdot \epsilon_{A-M}) \cdot \dot{Z}}{\rho C_e} = \frac{\partial T}{\partial t} \quad (8.14)$$

La tasa de trabajo elástico, ecuación **8.13**, equivale al incremento de energía elástica por lo que estos términos se cancelan en la ecuación **8.14**. Los términos correspondientes a Q_{gen} y a W_{inel} se concentran en un único término como fuente de calor. De hecho, es común referirse a $l_{at} + \sigma \cdot \epsilon_{A-M}$ como el calor latente para la transformación bajo carga [Isalgue 2008, Shaw 2000]. Éste término contiene una contribución química, con poca dependencia con la temperatura y una contribución proveniente del trabajo inelástico, que depende de la temperatura a través de σ .

La velocidad de transformación se debe expresar en función de las variables que se consideran controlan la transformación superelástica. En general, los experimentos de caracterización se realizaron bajo control de desplazamiento. En estos casos entonces la variable de control es la velocidad de elongación V_{elong} . La conexión con la velocidad de transformación resulta de considerar que la transformación se desarrolla de 0 a 100 % a lo largo del plateau ϵ_{A-M} . Con estas consideraciones, si se supone el movimiento simultáneo de múltiples interfaces, la velocidad de cada una, suponiendo que todas se mueven a la misma velocidad, vendrá dada por la **ecuación 6.1**, que reproducimos aquí:

$$v = \frac{V_{elong}}{n \cdot \epsilon_{A-M}} \quad (8.15),$$

donde n es el número de interfaces. El término fuente de la ecuación **(8.14)** se podría expresar entonces como:

$$\frac{l_{at} \cdot \dot{Z} + \sigma \cdot \dot{\epsilon}_{inel}}{\rho C_e} = \frac{(l_{at} + \sigma \cdot \epsilon_{A-M}) \cdot v \cdot \delta(x - x_{int})}{\rho C_e} \quad (8.16)$$

Se trata de un término distinto de cero sólo en las posiciones de las interfaces x_{int} . Si en cambio se considera un patrón homogéneo, la relación a establecer es entre la deformación ϵ y el porcentaje de fase:

$$\dot{Z} = \frac{V_{elong}}{L \cdot \epsilon_{A-M}} = \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{A-M}} \quad (8.17)$$

En este caso el término fuente, equivalente para todas las posiciones resultaría:

$$\frac{l_{at} \cdot \dot{Z} + \sigma \cdot \dot{\epsilon}_{inel}}{\rho C_e} = \frac{(l_{at} + \sigma \cdot \epsilon_{A-M})}{\rho C_e} \cdot \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{A-M}} \quad (8.18)$$

Queda claro entonces como, tratándose de un patrón de transformación u otro, los ensayos estarán caracterizados por V_{elong} o por $\dot{\epsilon}$.

8.3 Relación $w_{inel} / \sigma \epsilon_{A-M}$ y l_{at}/w_{inel}

Habiendo completado el balance de energía en un volumen elemental del alambre de *AMF* y deducido la ecuación diferencial, conviene evaluar, con algún criterio cuantitativo, la conveniencia de incluir el trabajo inelástico en la fuente de calor, y el error al simplificarlo con la expresión 8.11. Para esto tomaremos valores típicos extraídos de ensayos y literatura [Shaw 2004] de:

Módulo Elástico de *austenita*, $E_A = 32 \text{ GPa}$

Módulo Elástico de *martensita*, $E_M = 25 \text{ GPa}$

Deformación asociada a la transformación $\epsilon_{trans} = 0,05$

Tensión de transformación $\sigma_{A-M} = 500 \text{ MPa}$

Tensión de retransformación $\sigma_{M-A} = 100 \text{ MPa}$

Calor latente por unidad de volumen $l_{at} = 100 \text{ MPa}$

Para la evaluación del trabajo inelástico total se considera la suma del trabajo realizado durante la transformación y durante la retransformación. Evaluando esto con la ecuación 8.10 se obtienen 21 MPa . Tomando el valor ϵ_{A-M} asociado a 250 MPa , el valor que se obtiene con la expresión simplificada $\sigma \epsilon_{A-M}$ es de $21,7 \text{ MPa}$, es decir un 3% más. Si se tomara $\epsilon_{trans} = \epsilon_{A-M}$, se obtendría un valor de 20 MPa , 5% menos que el valor exacto.

En la comparación entre el l_{at} y w_{inel} se debe tener en cuenta la tensión aplicada. Para el caso de la transformación completa, w_{inel} vale 27 % de l_{at} , y durante la retransformación 5,5 % de l_{at} incrementando su valor de manera considerable en ambos casos. Pero más allá de esto, lo importante del trabajo inelástico es que el modelo a implementar tenga en cuenta la diferencia entre la transformación y la retransformación, ya que sólo así se verá reflejado el carácter irreversible. En definitiva, el trabajo inelástico total, que equivale a la energía de histéresis, se convierte en calor neto que ingresa al sistema, a diferencia a la contribución química del calor latente, l_{at} , que tras un ciclo ingresa y egresa con igual magnitud.

Mientras mayor número de ciclos se realicen y a mas alta velocidad, más importante será esta cantidad neta de calor en el equilibrio general.

8.4 Implementación de la Rutina Numérica

La ecuación **8.14** puede resolverse analíticamente considerando el calor latente constante. [Messner 2003],[Iadicola 2004] estudian el problema obteniendo diferentes expresiones analíticas, similares a cuando se estudia el problema del campo de temperaturas afectado por un cabezal móvil de soldadura o corte por pantógrafo [Shimizu 1997]. Estas expresiones resultan útiles para la evaluación paramétrica, y también para verificar el correcto funcionamiento de rutinas numéricas, las cuales luego se pueden implementar en modelos termomecánicos. Para proceder a la evaluación numérica de la ecuación **8.14** se discretizan los dominios espaciales y temporales con incrementos finitos Δx y Δt , y se la reemplaza por la ecuación de diferencias

$$T_i^{m+1} = T_i^m + \left(\frac{k}{\rho C_e} \frac{1}{\Delta x^2} (T_{i+1}^m - 2 \cdot T_i^m + T_{i-1}^m) + \frac{h}{\rho C_e} \frac{P}{A_i} (T_{amb} - T_i^m) + \frac{(l_{at} + \sigma \cdot \epsilon_{A-M}) \cdot (Z_i^{m+1} - Z_i^m)}{\rho C_e} \right) \Delta t \quad (8.19)$$

Obsérvese que esta expresión es válida cualquiera sea la ley cinética adoptada. A través de la programación del algoritmo se determinará como varía la porción de fase Z en cada instante m , para cada elemento i . Como condición de borde se fija en T_{amb} la temperatura de los nodos extremos.

De aquí en adelante y a menos que se especifique otra cosa, nos referiremos a un alambre de NiTi de longitud $L=100 \text{ mm}$, diámetro $d = 2,46 \text{ mm}$. Se consideran las siguientes propiedades físicas de la aleación de NiTi superelástico, reportadas en la literatura [Messner 2003, Shaw 2000]: conductividad $k=18 \text{ W/m}^2\text{K}$, densidad $\rho = 6450 \text{ kg/m}^3$, calor específico $C_e = 873 \text{ J/kg}\cdot\text{K}$ todas asumidas como equivalentes para ambas fases y calor latente de transformación $l_{at} = 10^8 \text{ J/m}^3$. Se define la temperatura adimensional θ que corresponde a la variación de temperatura respecto de la temperatura ambiente normalizada por la variación de temperatura asociada a la transformación en condiciones adiabáticas, es decir:

$$\theta = \frac{T - T_{amb}}{l_{at} / \rho C_e}, \quad (8.20)$$

donde $\frac{l_{at}}{\rho C_e} \approx 18 \text{ K}$ en base a los valores mencionados anteriormente.

En lo que respecta a las condiciones de estabilidad numérica en algoritmos explícitos, para los tamaños de incremento de tiempo Δt y de espacio Δx se debe cumplir [Burden 1998]:

$$\frac{k}{\rho C_e} \frac{\Delta t}{\Delta x^2} < 0,5 \quad (8.21)$$

Cuando se considera la transformación por el movimiento de interfaces puntuales, aparecen problemas asociados a la discretización del dominio espacial. Si bien la interfaz se supone concentrada en una posición, en el algoritmo se considera que la transformación es homogénea en el volumen correspondiente al nodo de la discretización. Esta desviación de problema real introduce un error en la evaluación de la temperatura del nodo mas cercano a la interfaz, que da lugar a oscilaciones numéricas con un período en pasos de tiempo Δt igual al mínimo común múltiplo entre el avance en la posición de la interfaz Δx_{int} y la distancia entre nodos Δx . En la **Figura 8.3** se muestran las oscilaciones generadas. Cuando el avance de la interfaz es igual a la distancia entre nodos, no se registran oscilaciones. Si $\Delta x_{int} = \Delta x / 3$, entonces, las temperaturas en la interfaz oscilan entre 2 valores, con un período de 3 pasos de tiempo. Lo mismo ocurre cuando $\Delta x_{int} = \Delta x / 7$, donde se establecen oscilaciones entre 2 valores similares al caso anterior, pero con un período de 7 pasos de tiempo. Cuando la relación entre Δx_{int} y Δx es irracional, no hay un período definido, como se ve en la última gráfica de la Figura. Esto significa un problema, porque los valores de Δx_{int} dependen de la velocidad de la interfaz v , que puede modificarse a lo largo de un ciclado general. Luego de evaluar diferentes técnicas de suavización [Lewis 1979], se optó por adaptar en cada paso de cálculo el valor de Δt de manera que siempre resulte $\Delta x_{int} = \Delta x$.

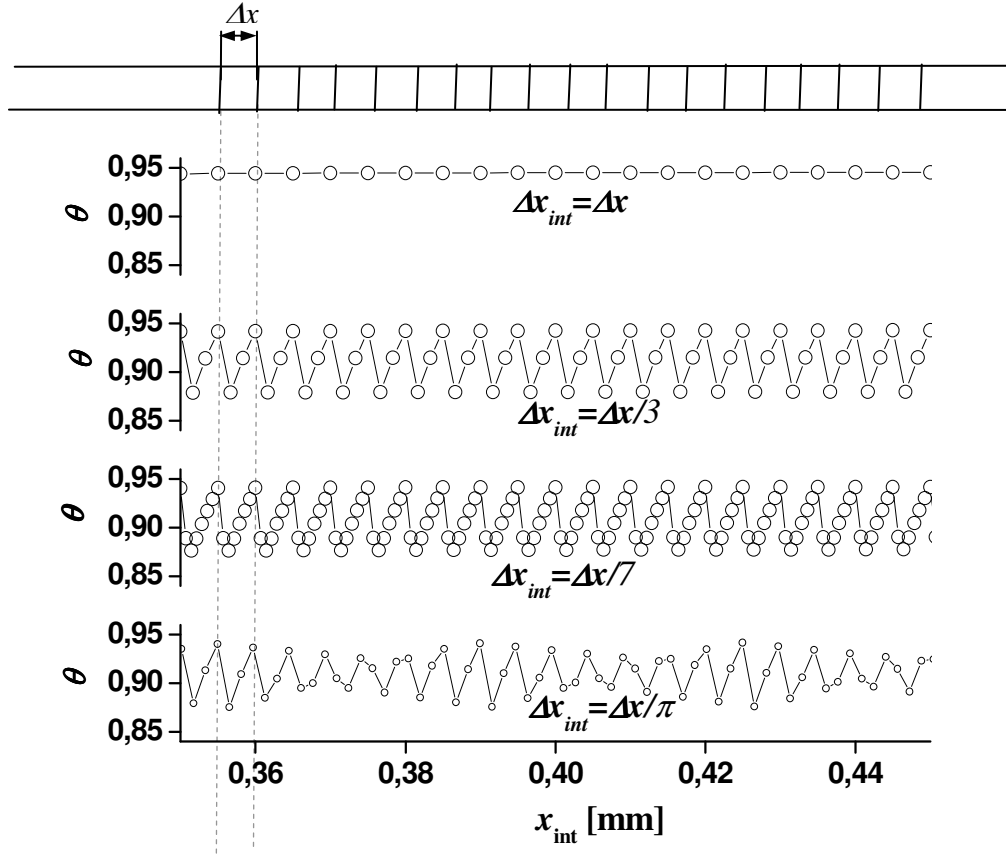


Figura 8.3 Oscilaciones en la Temperatura adimensional θ de la interfaz, originadas porque en su movimiento avanza valores no enteros de Δx .

8.5 Resultados

Mediante la ecuación (8.19) se evaluaron numéricamente los efectos térmicos durante la transformación superelástica completa para las tres cinéticas de transformación mencionadas. En esta primera serie de cálculos no se considera la contribución del trabajo inelástico. En primer lugar se simuló el caso de una interfaz móvil que recorre el alambre de un extremo a otro, utilizando distintos valores de V_{elong} y h . Los resultados se resumen en la **Figura 8.4** para varios valores de V_{elong} . Las gráficas de la columna izquierda corresponden a un coeficiente de superficie $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$, correspondiente a un ambiente de aire en reposo, o convección natural sobre el alambre, y las de la derecha un $h = 130 \text{ W/m}^2\text{K}$, que equivale a la provocada por una corriente de aire a 5 m/s . En general, los perfiles de temperatura representados por las líneas continuas, presentan un pico máximo en la posición de la interfaz. Allí la temperatura recorre un transitorio a partir de que comienza la transformación, alcanza

un valor que se mantiene hasta que comienza a ser afectada por la temperatura fija del otro extremo. Esta temperatura, que podríamos considerar como de equilibrio o estacionaria, se incrementa con V_{elong} , hasta que se alcanza la condición adiabática para la cual todo el calor generado se incorpora como energía térmica en la posición de la interfaz. El período transitorio en que se desarrolla la temperatura estacionaria se observa claramente para $V_{elong} = 0,1, 1$ y 10 mm/min pero para velocidades mayores se alcanza $\theta = 1$ casi instantáneamente.

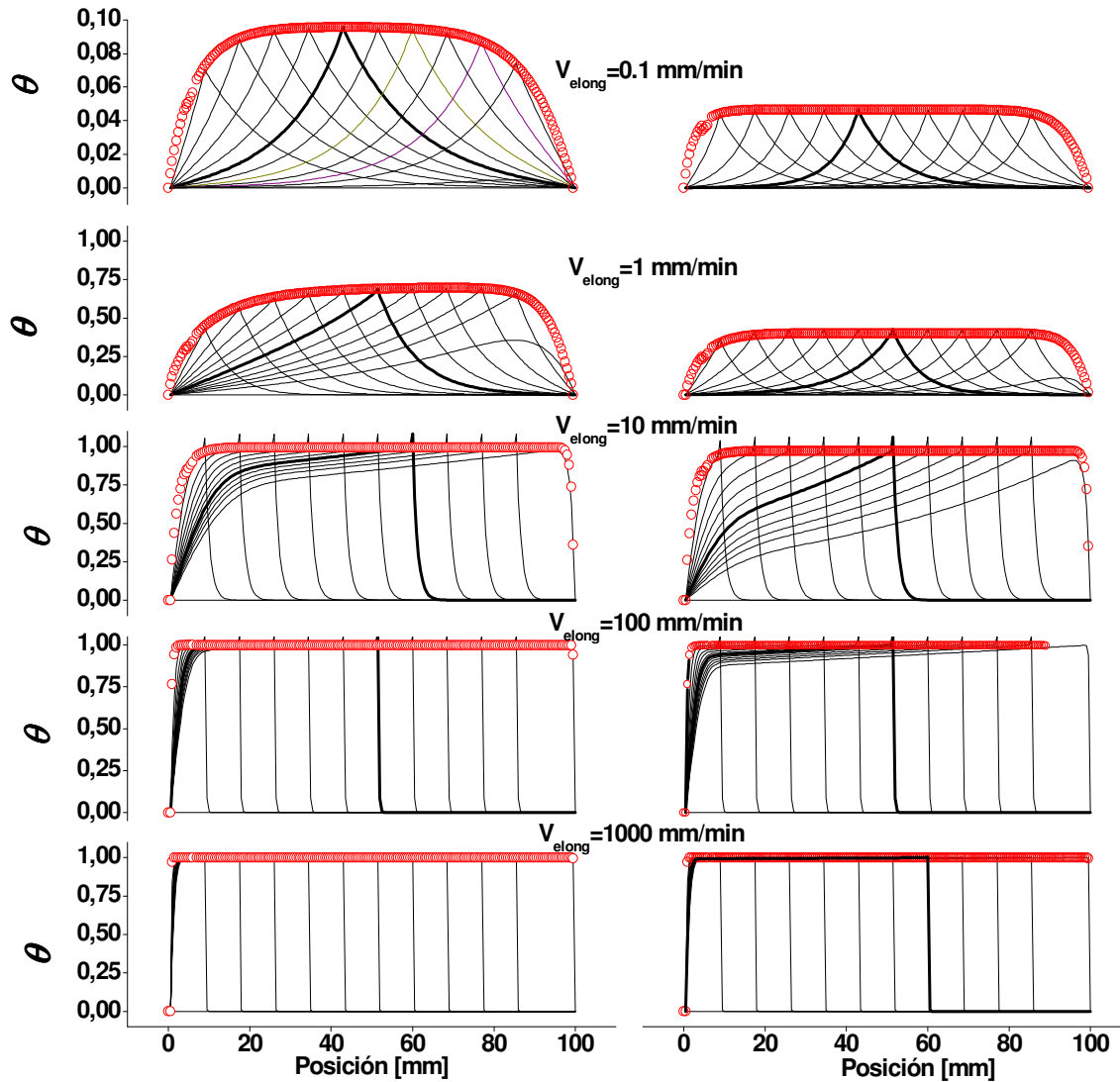


Figura 8.4. Efectos térmicos para distintas velocidades V_{elong} , para una única interfaz móvil. Curvas finas: Perfiles de temperatura para distintos instantes. Curvas gruesas: Trazo de la temperatura en la interfaz a lo largo de la transformación. Los gráficos de la izquierda corresponden a un valor de $h=30 \text{ W/m}^2 \text{ K}$, y los de la derecha a $h=130 \text{ W/m}^2 \text{ K}$.

En la **Figura 8.5** se muestran los resultados correspondientes a la evaluación de las temperaturas θ estacionarias a las que denominamos θ_{est} , de la interfaz en función de

V_{elong} para distintos coeficientes de disipación h . En cada curva se pueden diferenciar tres zonas. Cuando V_{elong} es suficientemente baja, la temperatura no se ve afectada de manera considerable. Luego se observa una etapa de transición que se extiende aproximadamente una década en valores de V_{elong} para los tres casos representados. Para valores superiores de V_{elong} se puede considerar que el ciclado ocurre en condiciones adiabáticas. El incremento del valor de h considerado resulta en una curva desplazada hacia la derecha.

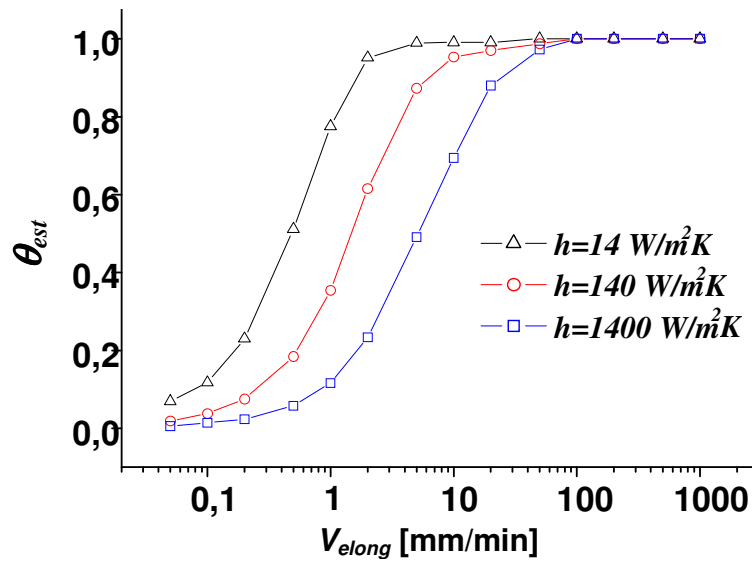


Figura 8.5. Temperatura estacionaria de la interfaz en función de V_{elong} y del coeficiente de superficie h

Cuando se considera el movimiento de 2 interfaces simultáneas, una interpretación directa puede hacerse observando la ecuación (8.15), considerando que a una determinada V_{elong} , la velocidad de la interfaz es la mitad que en el caso anterior. Pero a medida que las interfaces se acercan, comienzan a afectarse mutuamente, registrándose temperaturas mayores incluso que el límite adiabático del caso anterior. Esto se ilustra en la **Figura 8.6**, para el caso de $V_{elong} = 5 \text{ mm/min}$ y $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$. Se observa que, para esta velocidad, antes que las interfaces desarrollen su temperatura estacionaria (recordemos que $L = 100 \text{ mm}$) comienzan a interactuar, aumentando sus respectivas temperaturas adimensionales máximas hasta $\theta = 1,8$. En la **Figura 8.7** se han incluido las trazas de la temperatura en una de las interfaces a lo largo de su recorrido, para valores de V_{elong} de 0,1 a 50 mm/min y también para valores de $h = 30$ y 130 $\text{W/m}^2\text{K}$. Como se vio en la **Figura 8.4**, cuando V_{elong} es suficientemente alta, el

perfil térmico cae abruptamente delante de la interfaz. De esta manera se explica el hecho de que la interacción térmica de las interfaces disminuye al continuar aumentando V_{elong} .

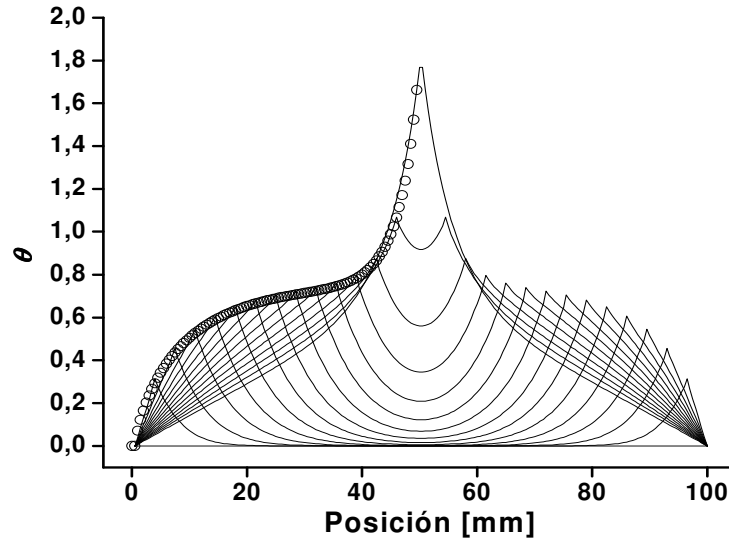


Figura 8.6. Perfiles de temperatura θ en el caso de 2 interfaces que se mueven simétricamente hacia el centro. El resultado de la interacción térmica es que se obtienen valores de θ en la interfaz mayores que 1. ($V_{elong} = 5mm/min$ y $h = 30 W/m^2K$)

En la **Figura 8.8** se comparan las temperaturas θ_{est} en el caso de una única interfaz móvil con las temperaturas que se obtienen al final de las transformaciones cuando se consideran dos interfaces, que denominamos θ_{max} . Se han graficado en función de V_{elong} (vale recordar que la velocidad v con que se mueve cada interfaz será la mitad en el caso de 2 interfaces móviles, debido a la ecuación **8.15**). De esta manera se puede ver que el aumento de la temperatura adimensional asociado a la interacción de los frentes es considerable en el rango intermedio de velocidades, donde incluso se alcanzan valores por encima de 1.

La temperatura en las interfaces se relaciona con el incremento de tensión necesario para permitir el avance de la transformación, respecto de una condición *isotérmica*. Entonces, al considerar estos patrones de transformación localizada, las temperaturas θ_{est} , o θ_{max} pueden interpretarse como una magnitud de los efectos térmicos en la respuesta mecánica del ciclo.

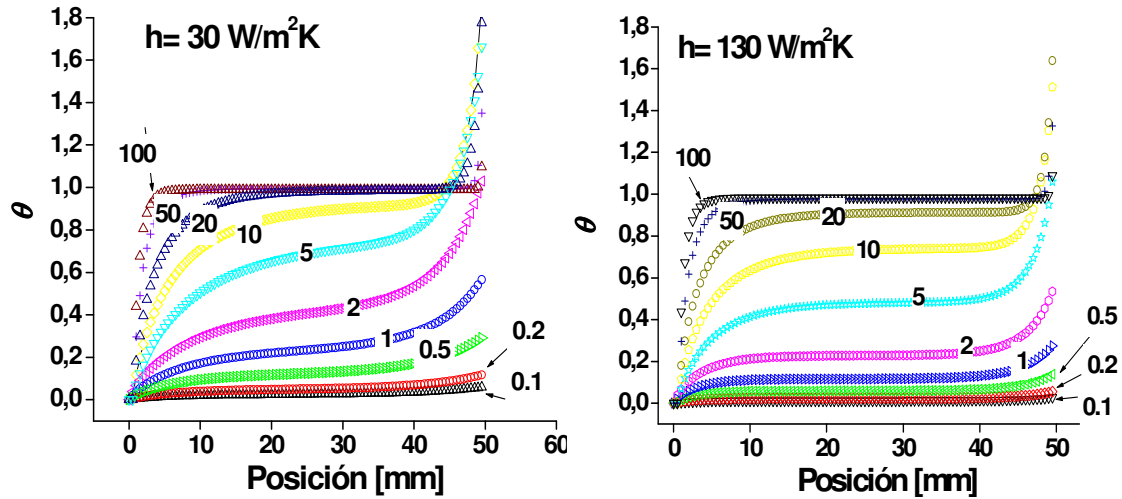


Figura 8.7. Trazas de θ en una interfaz, en el rango de V_{elong} de 0,1-100 mm/min, para coeficientes h de 30 y 130 W/m²K a la izquierda y derecha respectivamente. Las etiquetas corresponden a V_{elong} en mm/min.

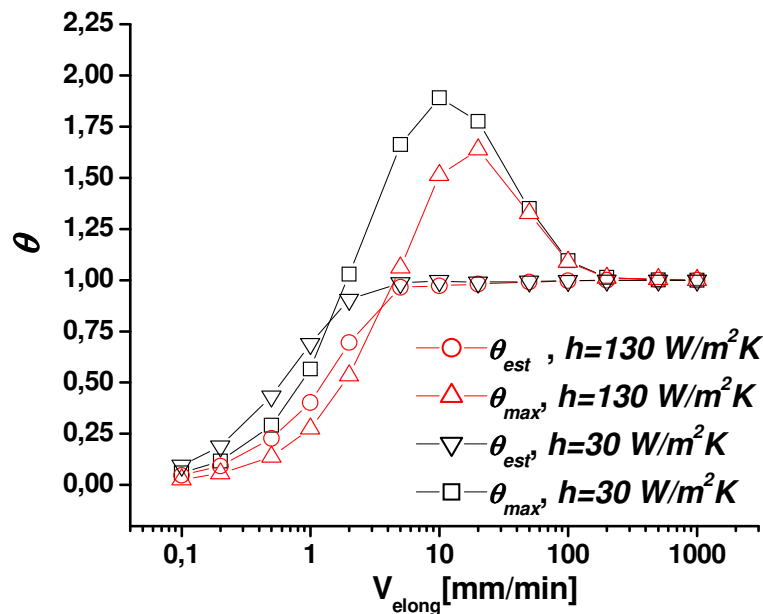


Figura 8.8 Temperaturas θ_{max} (dos interfaces) y θ_{est} (interfaz única) en función de V_{elong} .

Se evaluaron también los cambios en el campo de temperaturas en el caso de transformación homogénea. En este caso, el cambio en la porción de fase Z se produce en cada nodo a una velocidad dada por la ecuación 8.17. En la **Figura 8.9** se muestran los resultados para $V_{elong} = 1, 10$ y 100 mm/min y para $h = 30$ y 130 W/m²K. En cada caso, las curvas finas indican los perfiles de θ en diferentes instantes de la transformación. La curva gruesa es el perfil de temperaturas al final de la

transformación. Las características de los perfiles de temperaturas dependen de la velocidad y de la disipación. En general, son cóncavos y simétricos, y las temperaturas máximas aumentan con el tiempo. La temperatura máxima se obtiene en la parte central, y a medida que aumentan V_{elong} y h , se extiende en una meseta, siendo menor la influencia de los bordes que permanecen a T_{amb} . Para $V_{elong} = 100 \text{ mm/min}$, el efecto de los bordes influye sólo el 5% de la longitud del alambre aproximadamente.

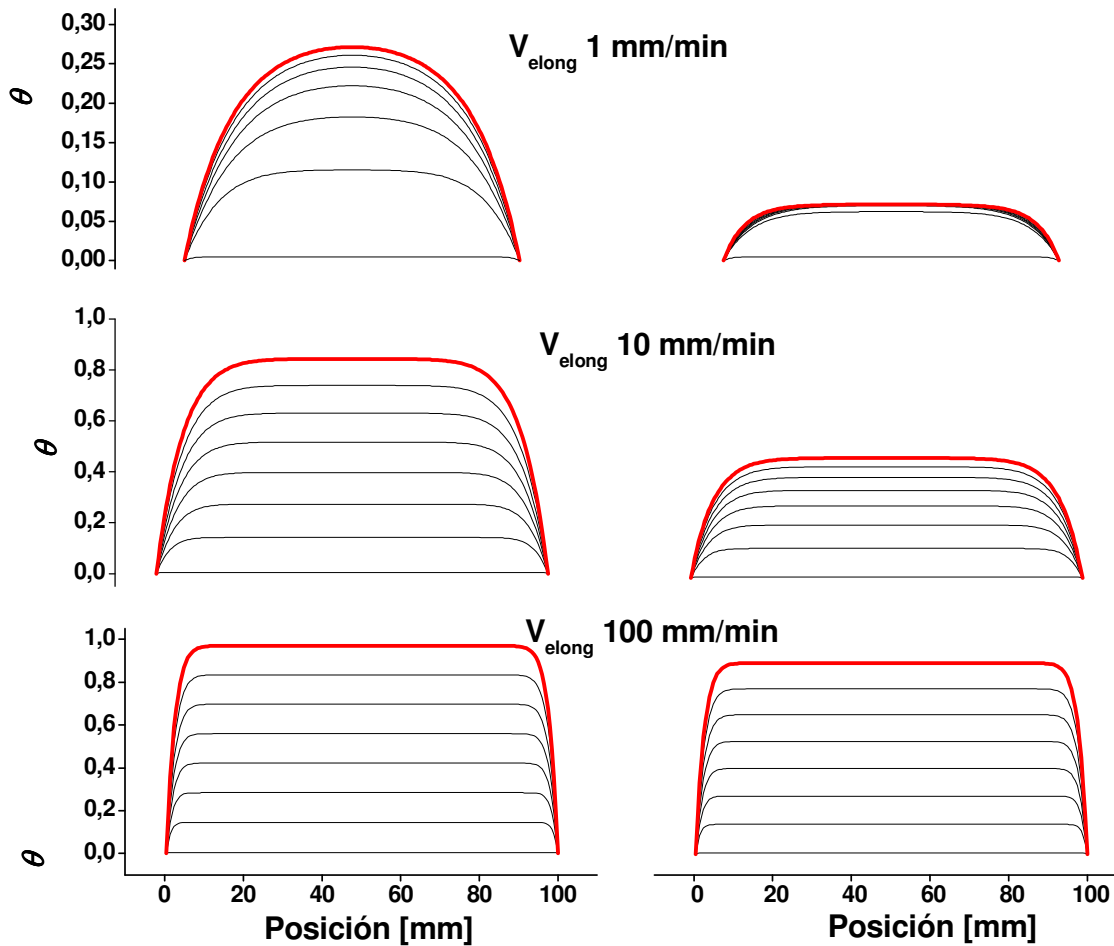


Figura 8.9. Perfiles de temperatura para distintos valores de V_{elong} cuando la transformación se produce homogéneamente. La columna de la derecha corresponde a un coeficiente $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$ y la de la izquierda a $h = 130 \text{ W/m}^2\text{K}$.

En los casos anteriores se utilizaba la temperatura en las interfaces para evaluar el aporte de los efectos térmicos a la tensión necesaria para la transformación. Para la transformación homogénea se adopta la temperatura media o θ_{med} como la representativa de los efectos térmicos del ciclado. En la **Figura 8.10** se muestran las temperaturas medias en función de la fracción de transformación completada, de nuevo para valores de $h = 30$ y $130 \text{ W/m}^2\text{K}$, en el rango de V_{elong} de $0,1$ a 1000 mm/min . Observando los resultados para las mayores velocidades, el aumento lineal de la

temperatura se debe a que el calor latente, liberado a tasa constante, tiene como único destino el incremento de temperatura del alambre. Esta condición adiabática se pierde a velocidades menores, o cuando la disipación por convección es mayor. Cuando el calor se disipa a la misma tasa a la que es generado se alcanza una temperatura de equilibrio, como ocurre para las velocidades mas bajas.

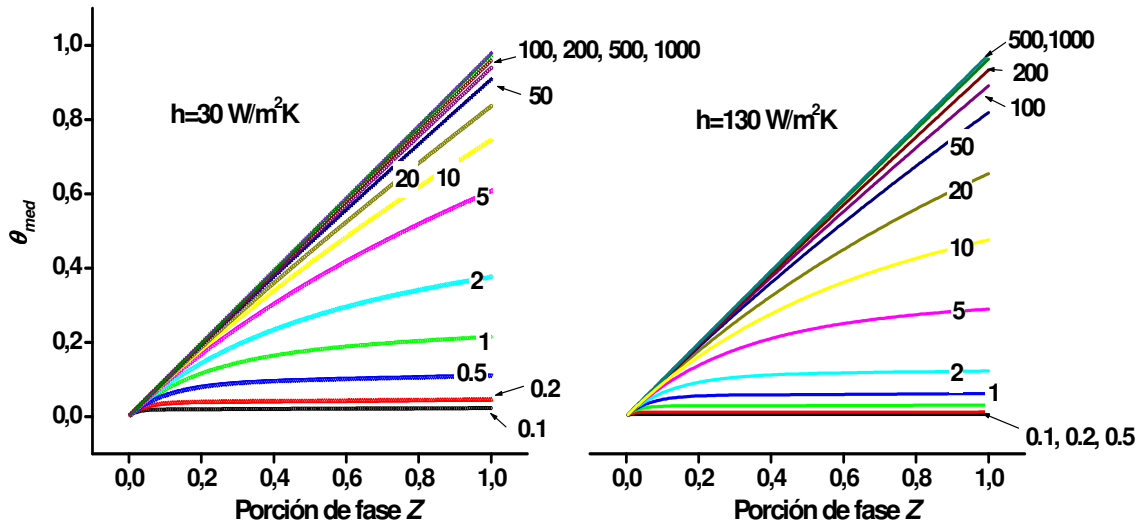


Figura 8.10 Evolución de θ_{med} con la porción de fase transformada para distintos valores de V_{elong} , y $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$ (derecha) y $130 \text{ W/m}^2\text{K}$ (izquierda). Las velocidades están expresadas en mm/min .

Por último, para evaluar cuantitativamente el aporte de los efectos térmicos a la histéresis mecánica en todo el ciclo superelástico se calculó a partir de los resultados obtenidos la siguiente integral I :

$$I = \int \theta_{rep} dZ \quad (8.22),$$

donde θ_{rep} es la temperatura que se asocia al aporte de los efectos térmicos a la tensión necesaria para la transformación; es decir, la temperatura de una interfaz en los patrones localizados de transformación y la temperatura media cuando se supone una transformación homogénea. En el cálculo de esta integral se debe tener en cuenta la existencia de un tiempo de permanencia del material en la zona elástica de la martensita que afecta la distribución de temperaturas. Este sería el tiempo desde que termina la transformación hasta que comienza la retransformación. Estos resultados, en función de V_{elong} y de h , y para las tres situaciones de transformación consideradas (interfaz única, dos interfaces, transformación homogénea) se muestran en la **Figura 8.11**. En todos los

casos se observa la existencia de una velocidad para la cual la integral se hace máxima. Esto es consistente con los resultados experimentales reportados en la **Sección 5** del **Capítulo 4** que muestran un máximo en la capacidad disipativa, también descrito para diferentes diámetros por distintos autores [Heller 2009, Piedboeuf 1998, Soul 2010]. Si bien todas las curvas reproducen este máximo, las curvas que mejor reflejan el comportamiento observado en los experimentos del **Capítulo 4** son las que se obtienen considerando transformación homogénea. La disminución del coeficiente h tiene el efecto de desplazar la curva hacia la izquierda, como se mencionaba en referencia a la **Figura 8.5** e indican las flechas de la **Figura 8.11**.

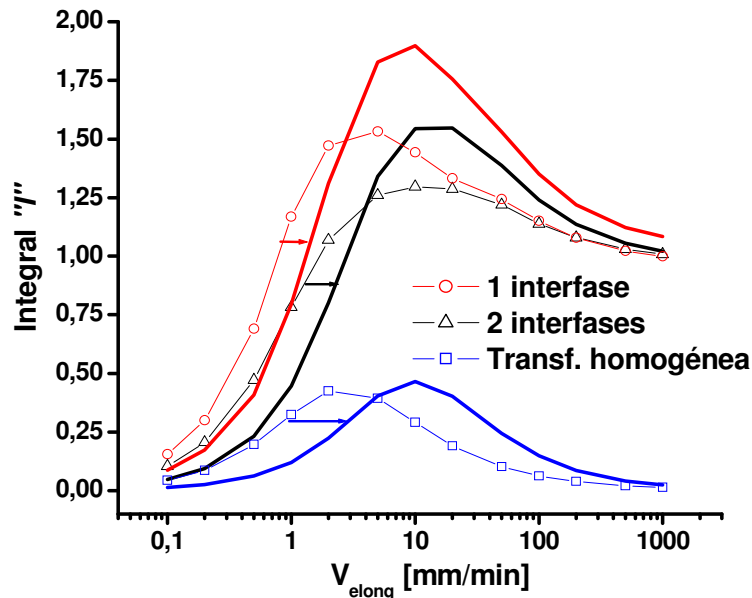


Figura 8.11. Integral I en función de V_{elong} y para las 2 condiciones de h evaluadas. En línea gruesa $h = 130 \text{ W/m}^2\text{K}$ y en líneas finas con símbolos $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$.

8.6 Discusión

Para interpretar los resultados resumidos en la **Figura 8.11** se plantea la integral I como la suma de una contribución de la etapa de transformación I_1 y de la etapa de retransformación I_2 .

Para los valores más bajos de V_{elong} los valores de I_1 son pequeños. El calor tiene suficiente tiempo para disiparse por lo que todo dominio alcanza la temperatura $\theta = 0$ al comienzo de la retransformación. La trayectoria de θ_{rep} resulta simétrica respecto a la de la transformación, como muestra la **Figura 8.12**, I_2 resulta igual a I_1 para los tres patrones de transformación considerados.

En el otro extremo, para niveles altos de V_{elong} los valores de I_1 e I_2 y su relación dependen de la cinética de transformación. Cuando la misma es localizada, se obtiene rápidamente $\theta_{rep} = I$, y a medida que se completa la transformación todo el dominio queda con una temperatura $\theta = I$ como se ve en la **Figura 8.4**. Entonces se tiene que I_1 tiende a I , y que la condición inicial para la retransformación es $\theta = I$ en toda la longitud. Luego, el paso de la interfaz dirige la temperatura θ_{rep} nuevamente a 0 por lo que la integral I_2 tiende a 0 para esta situación. Cuando la transformación es homogénea, θ_{rep} se incrementa linealmente con Z , y en la retransformación desciende por el mismo camino. Esto implica que I_1 tiende al valor 0,5 e I_2 tiende a -0,5, anulándose la integral I . Este comportamiento en régimen adiabático puede apreciarse en la **Figura 8.13** para las tres cinéticas cuando $V_{elong} = 1000 \text{ mm/min}$ y $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$. De esta manera se entienden las diferentes tendencias de las curvas de I obtenidas para los distintos tipos de transformación cuando $V_{elong} \rightarrow \infty$.

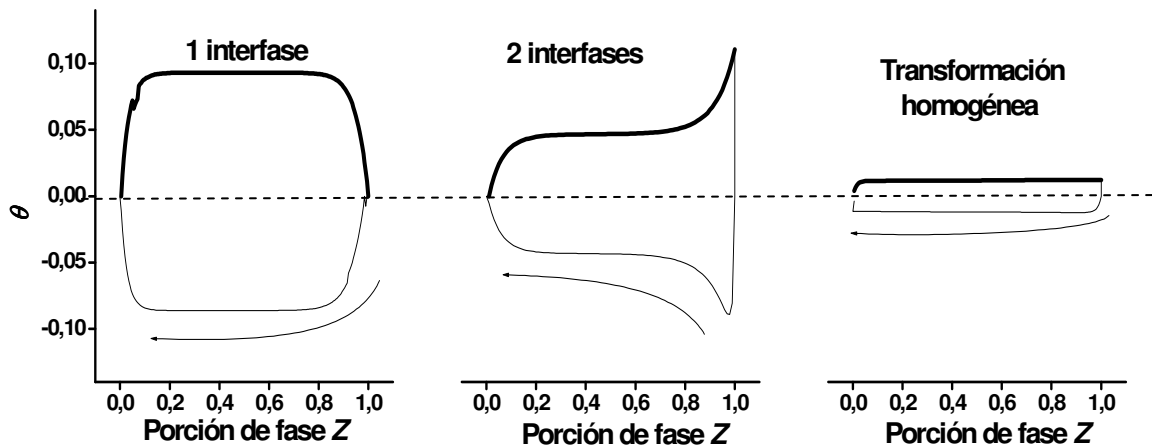


Figura 8.12 Trayectorias de la temperatura θ_{rep} para cada patrón de transformación a lo largo de todo el ciclo superelástico en condiciones cuasi isotérmicas. ($V_{elong} = 0,2 \text{ mm/min}$, $h = 130 \text{ W/m}^2\text{K}$). En área encerrada determina el valor de la integral I . La trayectorias de transformación (línea gruesa) y retransformación (línea fina) resultan simétricas respecto a $\theta = 0$.

La idea de la existencia de un valor de V_{elong} para el cual se maximiza la integral I intenta ser explicada con la **Figura 8.14**. Allí se describen las trayectorias de θ_{rep} en una situación intermedia de $V_{elong} = 5 \text{ mm/min}$ y $h = 30 \text{ W/m}^2\text{K}$. Vemos que en este caso, la integral I_2 dada por la curva bajo θ_{rep} en la retransformación no resulta ni nula ni negativa sino que puede aportar de manera significativa a la integral I . A medida que va aumentando V_{elong} , los valores de I_1 se acercan a I y los valores de I_2 se acercan a 0

en el caso de la transformación localizada o a $-I_I$ en el caso de transformación homogénea

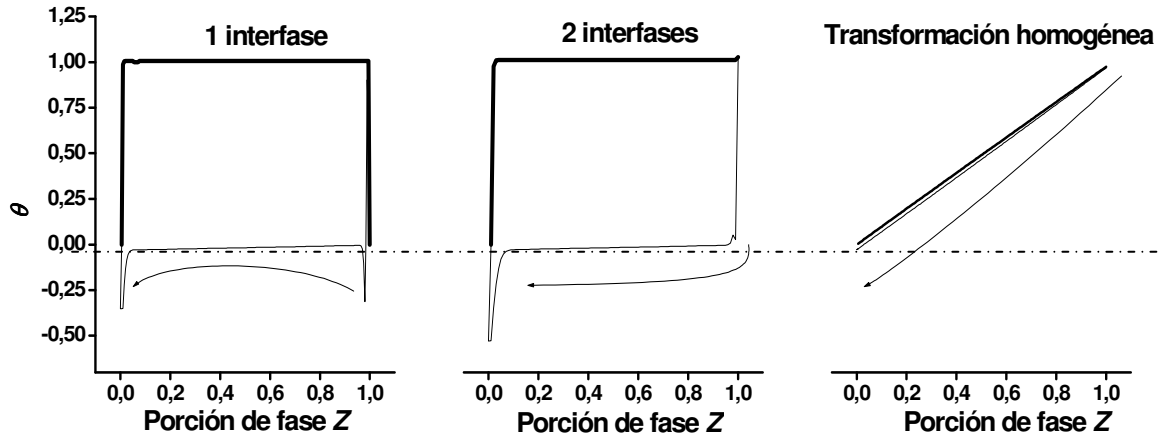


Figura 8.13. Trayectorias de la temperatura θ_{rep} en todo el ciclo superelástico, para los tres modos de transformación considerados, en condiciones cuasi adiabáticas. (V_{elong} 1000 mm/min, $h=30$ W/m²K). En el caso de los patrones localizados, la trayectorias de retransformación producen $\theta = 0$, por lo que se cumple que $I=I_I=I$. En el caso de transformación homogénea, la temperatura media θ_{med} regresa por el mismo camino por el que transformó, resultando una integral total I nula.

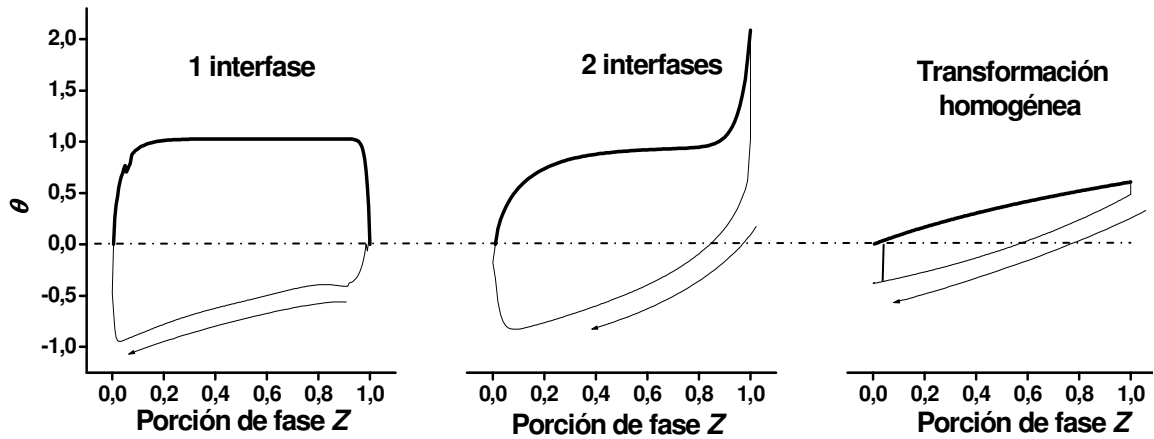


Figura 8.14. Trayectorias de θ_{rep} en a lo largo de un ciclo completo para una situación intermedia de V_{elong} 5 mm/min y $h = 30$ W/m²K. Bajo estas condiciones, la integral I_2 es claramente positiva en los 2 patrones localizados, aumentando el valor de I .

8.7 Comentarios Finales

La dependencia de la integral I respecto de V_{elong} exhibe aspectos cualitativos similares a los observados experimentalmente para la energía de histéresis. Estos resultados entonces, están en la dirección de verificar el origen de este comportamiento en el acoplamiento termomecánico. La existencia de un máximo en las curvas de I se da para las tres cinéticas de transformación consideradas. Sin embargo, la tendencia que presentan las curvas de energía de histéresis experimentales (**Figuras 4.35 y 4.39**) pueden asimilarse más a un patrón de transformación homogéneo que a los de una o dos interfaces móviles. Esto sugiere una posible transición de un tipo de transformación a otro debido a la nucleación de mayor número de frentes.

9 Desarrollo de un Modelo Termomecánico 1-D para la Superelasticidad

9.1 Efectos Térmicos en un Modelo Mecánico de Comportamiento Superelástico

9.1.1 Introducción

En este capítulo se describe un modelo de comportamiento superelástico uniaxial al que se le incorpora la capacidad de modificar las tensiones de transformación con la temperatura. Se introduce luego el esquema de cálculo desarrollado en la sección anterior, de manera de poder evaluar los cambios en la respuesta mecánica debido a los efectos térmicos introducidos por el mismo ciclado. Este acoplamiento termomecánico se estudia suponiendo características de transformación localizada. Para esto se definen criterios de propagación y nucleación de interfaces, basados estrictamente en las variables termomecánicas del sistema, y se discute acerca de la consistencia de los mismos. Se obtiene así un modelo termomecánico 1D con el cual se estudia la respuesta mecánica del ciclado superelástico bajo distintas condiciones.

9.1.2 Modelo Mecánico Elemental del Comportamiento Superelástico

El modelo mecánico adoptado se describe en la **Figura 9.1**. Un volumen unidimensional poseerá una cierta fracción de fase martensítica Z . Las respectivas fases tendrán módulos elásticos E_A para la fase austenita y E_M para la fase martensita. La transformación y retransformación se producen a tensiones constantes σ_{M-A} y σ_{A-M} , respectivamente. Como consecuencia de la transformación la fase martensita sufrirá una deformación ε_i . Las distintas variables que entran en juego en el modelo son la tensión σ y deformación ε uniaxiales, la porción de fase Z y la temperatura T . Al considerar el elemento de volumen bajo carga uniaxial con una determinada porción de fase Z , su deformación total se puede evaluar como la suma de las distintas contribuciones considerando que las fases que lo constituyen se encuentran dispuestas en serie y sometidas a la acción de la tensión σ . La deformación total se puede escribir entonces como:

$$\varepsilon = \varepsilon_t Z + \frac{\sigma}{E_M Z} + \frac{\sigma}{E_A (1-Z)} = \varepsilon_t Z + \frac{\sigma}{E_{eff}} \quad (9.1)$$

donde E_{eff} es el módulo elástico real o efectivo definido como:

$$E_{eff} = \left. \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right|_Z = \frac{E_A \cdot E_M}{E_A \cdot Z + E_M \cdot (1-Z)} \quad (9.2)$$

A través de ecuación (9.1) se puede evaluar la porción de fase Z, dadas las variables medibles u observables ε y σ :

$$Z(\varepsilon, \sigma) = \frac{\varepsilon - \frac{\sigma}{E_A}}{\varepsilon_t + \frac{\sigma}{E_M} - \frac{\sigma}{E_A}} \quad (9.3)$$

Entonces, un estado del elemento de volumen se define por dos de las 3 variables ε , σ y Z. La temperatura no interviene en la definición del estado de este volumen, pero sí define las tensiones de transformación. Respecto a esto se supone que la relación de Clausius-Clapeyron es lineal en todo el rango de temperaturas considerado, por lo que σ_{A-M} y σ_{M-A} resultarían:

$$\sigma_{A-M} = \sigma_{A-Mref} + C_{cc} (T - T_{ref}) \quad (9.4)$$

$$\sigma_{M-A} = \sigma_{M-Aref} + C_{cc} (T - T_{ref}) \quad (9.5)$$

Donde σ_{M-Aref} y σ_{A-Mref} son las tensiones de transformación evaluadas a una temperatura T_{ref} de referencia. C_{cc} es el coeficiente de la relación, estimado en 6.3 MPa/K para las aleaciones de NiTi [Isalgue 2008].

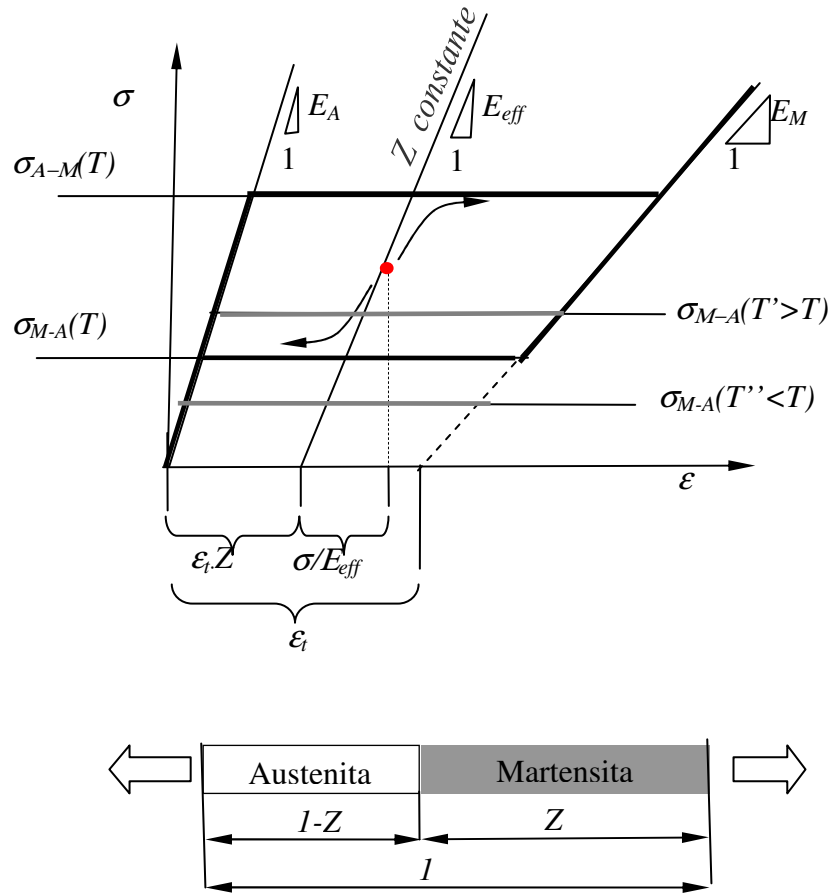


Figura 9.1 Comportamiento constitutivo superelástico elemental

Los cambios de estado están asociados a la posibilidad de incrementar de manera controlada una de las variables externas. En general la superelasticidad se caracteriza con ensayos bajo control de desplazamiento, por lo que consideramos el efecto de la imposición de un incremento de deformación $\Delta\epsilon$ sobre el material. Este incremento puede ser acomodado elásticamente o producir un cambio en la fracción transformada Z de acuerdo a las siguientes reglas:

$$\sigma + E_{eff}\Delta\epsilon > \sigma_{A-M}, \quad \Delta\epsilon > 0, \quad Z < 1, \text{ aparece martensita} \quad (9.6)$$

$$\sigma + E_{eff}\Delta\epsilon < \sigma_{M-A}, \quad \Delta\epsilon < 0, \quad Z > 0, \text{ desaparece martensita} \quad (9.7)$$

En la **Figuras 9.2a y b**, se esquematizan los casos donde un incremento $\Delta\epsilon > 0$ se acomoda elásticamente o provoca la aparición de martensita, respectivamente.

Como más adelante se tendrán en cuenta los efectos térmicos estudiados en la sección anterior, conviene analizar, como afectan los incrementos de temperatura ΔT al

estado σ , ε , Z del sistema. Un cambio de temperatura puede generar cambios en ε o en σ dependiendo de cómo esté restringido el material. Supongamos un material al que se le fija la longitud. El material inicialmente presenta un estado σ , ε , Z . En principio, un cambio en la temperatura ΔT no tendría que modificar ninguna variable. Pero si, por ejemplo, en el estado **1** se produce un calentamiento como el representado en la **Figura 9.3 a**, donde la tensión de retransformación σ_{M-A} sufre un incremento por encima de la tensión σ_1 , el estado **1** quedaría en una región no permitida. Lo que ocurre ante esta situación es que, para cumplir con la restricción de que se mantenga fija la longitud, o en este caso ε , la tensión debe subir acompañando a σ_{M-A} , disminuyendo la porción de fase de Z_1 a Z_2 . Análogamente, un enfriamiento puede acarrear cambios si es suficientemente grande como el que ocurre en la **Figura 9.3 b**, donde el descenso en la tensión de transformación σ_{A-M} es tan grande que queda bajo la tensión σ del estado **1**. Lo que sucede entonces es que la tensión desciende del estado **1** al estado **2**, con el consecuente incremento en la porción de fase Z . La capacidad de una aleación de desarrollar fuerza con incrementos de temperatura se utiliza en sellos y conectores mecánicos [Puertas 2006, Wu 2010] y es una de las aplicaciones más exitosas del NiTi.

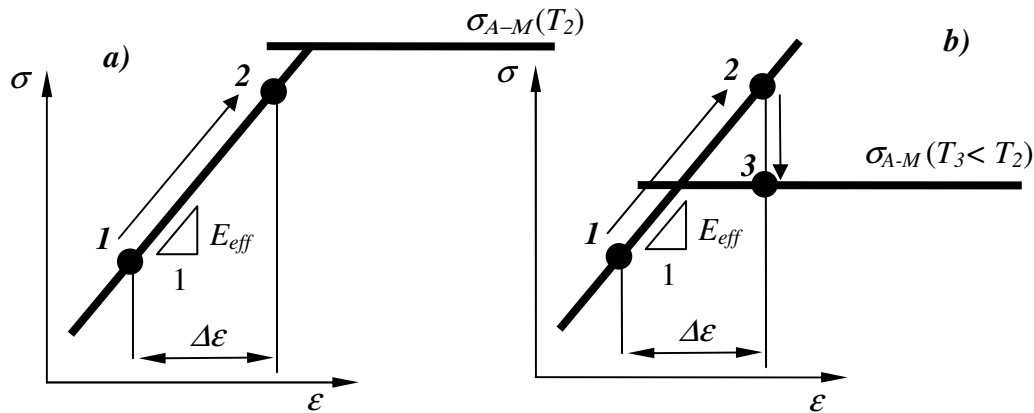


Figura 9.2. *a)* Un incremento de deformación $\Delta\varepsilon$ puede acomodarse elásticamente tal como entre los estados **1** y **2**. *b)* Se corrige de **2** a **3** si se cumple alguna de las reglas 9.6 o 9.7.

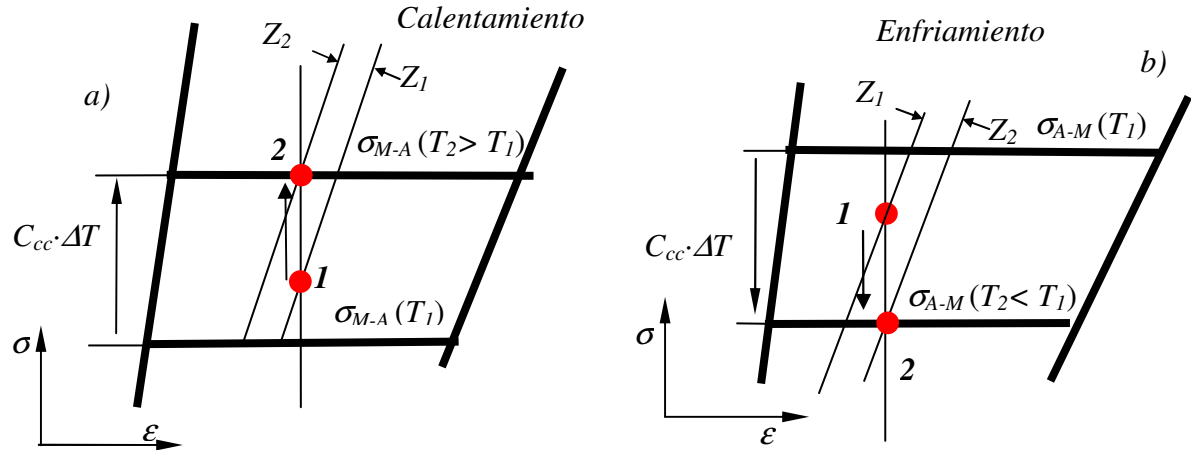


Figura 9.3. Manteniendo ε constante un incremento de Temperatura ΔT puede ocasionar cambios en σ si es suficientemente grande. **a)** En un calentamiento, el aumento de σ_{M-A} puede arrastrar a la tensión aplicada si la supera. **b)** Análogamente, un enfriamiento puede hacer que el cambio de σ_{A-M} “arrastre” la tensión aplicada si desciende por debajo de esta, con el consecuente incremento en la porción de fase.

Antes de explicar la introducción de los efectos térmicos a este modelo, se destaca que las propiedades elásticas de un volumen elemental se definieron considerando porciones de diferente fase conectadas en serie. Las propiedades elásticas de una pieza esbelta, como un alambre o cinta, compuesta por varias porciones de martensita y austenita pueden concebirse como un solo volumen elemental, y a diferencia del problema térmico, el problema mecánico no requiere de una discretización unidimensional para ser resuelto numéricamente.

9.1.3 Acoplamiento Termomecánico. Propagación y Nucleación de Interfaces

Una vez definido el comportamiento mecánico de un volumen unidimensional superelástico explicaremos a continuación el criterio adoptado para incorporar los efectos térmicos. Un procedimiento de cálculo general sería el siguiente:

- 1) El alambre posee un estado uniaxial σ, ε, Z . También se definen tensiones de transformación σ_{M-A} y σ_{A-M} .
- 2) Se introduce un incremento externo $\Delta\varepsilon$, durante un tiempo Δt
- 3) A través de las ecuaciones 9.6 o 9.7 se verifica el incremento elástico de $\Delta\varepsilon$, $\Delta\sigma$ a Z constante o se computa un incremento ΔZ a σ_{M-A} (o σ_{A-M}) constante.

- 4) Se actualiza, resolviendo la ecuación **8.14**, el campo de temperaturas $T(x)$, utilizando el incremento Δt . Si se produjo un ΔZ , es necesario un criterio de transformación para determinar donde se produce este cambio de fase, para poder computar los efectos del calor latente y trabajo inelástico.
- 5) Con el nuevo estado σ, ε, Z se comienza un nuevo ciclo de cálculo.

Así como se mencionó la necesidad de disponer un criterio de transformación para ubicar un eventual cambio ΔZ computado en el paso 3, también se debe especificar cómo se evalúan las tensiones σ_{A-M} y σ_{M-A} , ya que en general, el dominio estudiado presenta un campo de temperaturas $T(x)$ y no una temperatura homogénea para ser introducida en las ecuaciones **9.4**, **9.5**. A partir de aquí, se considera el avance de la transformación por medio del movimiento de interfaces o frentes móviles. Suponiendo este tipo de transformación, las temperaturas a considerar en las ecuaciones **9.4** y **9.5** para la determinación de las tensiones σ_{M-A} y σ_{A-M} en el paso 1, serán las temperaturas en las interfaces existentes. Si existiera más de un frente de transformación, σ_{A-M} se determina con la temperatura del frente más caliente y σ_{M-A} con el más frío. Si en el paso 3 se computa la existencia de una variación ΔZ , porque se verifica alguna de las reglas cinéticas **9.6** o **9.7**, la aparición o desaparición de fase se produce mediante el movimiento de la interfaz considerada.

Claramente, el modelo así planteado no propone obtener la localización como un resultado propio (para lo que sería necesaria una formulación 2D o 3D), sino que la introduce como una característica observada experimentalmente, junto con criterios termomecánicos para definir la posibilidad de que se produzcan movimientos de interfaces.

A diferencia de lo que ocurre con el problema térmico donde se definen campos de temperatura $T(x)$ y de fase $Z(x)$, el estado del volumen en el problema mecánico queda definido por variables simples como la tensión uniaxial σ , la deformación uniaxial ε y la porción total de fase Z . Esto significa una ventaja, ya que no es necesario evaluar el problema mecánico localmente en cada posición o nodo. No obstante deben analizarse las posibles incompatibilidades que pueden surgir por imponer estas reglas de transformación localizada.

Para esto estudiamos el caso de la **Figura 9.4**, donde un alambre que está siendo estirado, presenta un estado σ, ε, Z representado por el diagrama σ - ε de la derecha. El

alambre presenta un campo de temperaturas $T(x)$, representado en el diagrama. La porción total de fase Z está distribuida en dos dominios con dos interfaces. Se escogen cinco posiciones con diferentes $T(x)$ para verificar la compatibilidad de los estados locales con el estado global. La tensión σ es igual a la de transformación σ_{A-M} definida según el criterio descrito recién por la temperatura del punto 5, que es la interfaz de menor temperatura.

La tensión σ es la misma en todas las posiciones por equilibrio estático. En el punto 1, donde $Z(x) = 1$, la deformación queda determinada en el diagrama correspondiente por σ sin inconvenientes. La posición 2 incluye a una interfaz, es decir $0 < Z(x) < 1$. El módulo de elasticidad local $E_{eff}(x)$ se determina con $Z(x)$, y la temperatura allí es tal que la σ_{A-M} evaluada resulta mayor que σ . El punto 3 es una zona totalmente en austenita. Su deformación se ubica con el diagrama $\sigma-\epsilon$ correspondiente. Al igual que en el punto 2 la temperatura es tal que σ_{A-M} allí es mas alta que σ . En la posición 4 también $Z(x) = 0$, pero la temperatura local define un valor σ_{A-M} que es menor a la tensión σ aplicada. En esta posición no se cumple localmente con el comportamiento mecánico adoptado. Es decir, la imposición del patrón de transformación localizado puede dar lugar a que existan puntos que localmente no están en equilibrio, o mejor, están en un equilibrio metaestable.

Así aparece la idea de nucleación de nuevos frentes. La transformación se va a mantener localizada en las interfaces incluso cuando haya puntos como el 4 que estén fuera del equilibrio. Cuando se alcanza cierta condición crítica en algún punto, se produce la nucleación de 2 nuevos frentes que propagaran en direcciones opuestas y se establece espontáneamente el equilibrio mecánico. Una magnitud para evaluar cuan lejos del equilibrio se encuentra en el punto 4 puede ser la diferencia de temperaturas T_4-T_5 o su equivalente en tensiones a través de la relación de Clausius-Clapeyron $C_{cc} \cdot (T_4-T_5)$.

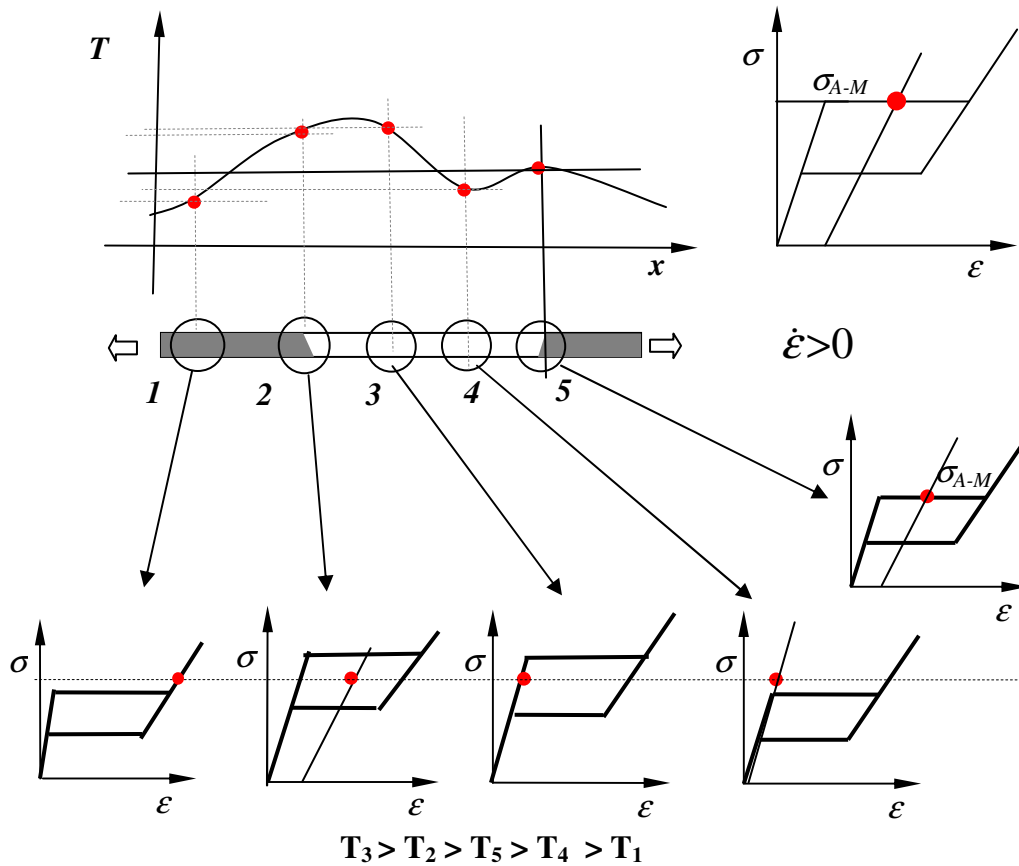
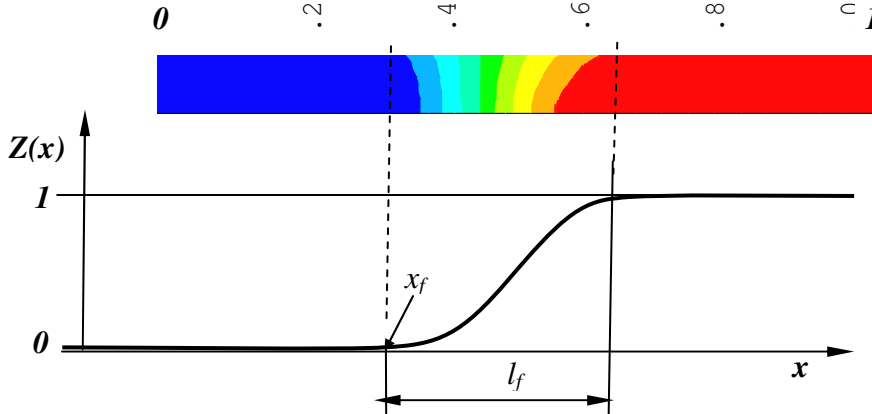


Figura 9.4 El comportamiento mecánico, representado por el diagrama σ - ϵ de la **Figura 9.1** define relaciones entre las variables σ, ϵ, Z que deben cumplirse a nivel global y también localmente. Si bien en cada posición puede definirse la tensión σ_{A-M} , la que se tienen en cuenta en el cálculo es la de la interfaz cuyo estado local está representado por el diagrama 5.

En la **Sección 3** del **Capítulo 6** se midió esta condición crítica a la que denominaremos $\Delta\sigma_{crit}$, cuando se observó sobre una probeta adelgazada en su zona central una caída de 65 MPa inmediatamente después que se nucleó la primer inclusión de martensita (Ver **Figura 6.10**). Este concepto es tomado por otros autores, quienes reportan valores de $\Delta\sigma_{crit}$ de 50 [Azadi 2007] o 20 MPa [He 2010], o incluso plantean una dependencia con la temperatura [Iadicola 2004]. Aquí se considera por ahora, que este valor no depende de la temperatura y que es igual tanto para la nucleación de una inclusión de martensita como para una inclusión de austenita durante la retransformación.

Con este criterio de nucleación se da un paso importante para la definición del modelo termomecánico. Antes de explicar la implementación numérica, la última característica tiene que ver con la forma de la interfaz. Como se estudió en el **Capítulo 7**, el frente de transformación abarca una longitud l_f a lo largo de la cual $Z(x)$ pasa de 0 a

1 tal como se muestra en la **Figura 9.5** donde se reproduce el campo de porción de fase $Z(x)$ de la **Figura 7.11**. Para adaptar la forma del frente al modelo unidimensional se adopta una transición senoidal:



9.5 Longitud de la zona de transformación. Adaptación de las características del frente estudiadas en el **Capítulo 7** al modelo 1D.

$$Z(x) = \frac{1 - \cos\left(\pi(x - x_f)/l_f\right)}{2} \quad (9.8)$$

9.1.4 Implementación Numérica

En la implementación numérica se toma la misma discretización del problema térmico de la sección anterior, con nodos $1 \dots i \dots N$. A continuación se repite a modo de algoritmo el procedimiento de cálculo pero detallando en cada paso los aspectos del modelo termomecánico introducidos en esta sección:

- 1) En un instante t , el alambre tiene un estado σ, ε, Z . Cada nodo tiene una temperatura T_i y una porción de fase Z_i . La martensita y la austenita están repartidas en $n_f + 1$ dominios separados por n interfaces j . La temperatura en cada interfaz se evalúa como el promedio de la temperatura de los nodos que la conforman. Se evalúan las tensiones σ_{A-Mj} y σ_{M-Aj} en todas las interfaces, las tensiones de nucleación de martensita $\sigma_{nucA-Mi} = \sigma_{A-Mi} + \Delta\sigma_{crit}$ donde $Z_i = 0$ y las de nucleación de austenita $\sigma_{nucM-Ai} = \sigma_{M-Ai} - \Delta\sigma_{crit}$ donde $Z_i = 1$. Se determina entonces el frente que más chances tiene de moverse j_{prop} , así como si esto sucederá por propagación de una interfaz j_{prop} existente o por nucleación de 2 nuevos frentes $n_f + 1$ y $n_f + 2$.

- 2) Se introduce un $\Delta\epsilon$, correspondiente en un determinado Δt , de acuerdo a la velocidad de deformación total $\dot{\epsilon}$.
- 3) Con las ecuaciones 9.6 o 9.7 se determina si $\Delta Z \neq 0$ o el incremento pudo ser acomodado elásticamente. Se actualizan entonces los Z_i . El Δt a utilizar tiene como primera restricción la condición 8.21 del **Capítulo 8**. Pero además, si se cumplen 9.6 o 9.7 debe adecuarse el Δt para que el ΔZ evaluado a través del $\Delta\epsilon$ (ver ecuación 9.3) implique que la interfaz seleccionada se mueva exactamente 1 nodo, como se indica en la **Figura 9.6**. De esta manera se evitan las oscilaciones numéricas descritas en la **Figura 8.3**.
- 4) Con la distribución de fases Z_i actualizada se evalúa el nuevo campo de temperaturas T_i utilizando la ecuación de diferencias 8.19. Con esto es posible tener en cuenta el trabajo inelástico porque se conoce σ . Con el estado del dominio actualizado se recommienza desde el primer paso en un instante $t + \Delta t$.

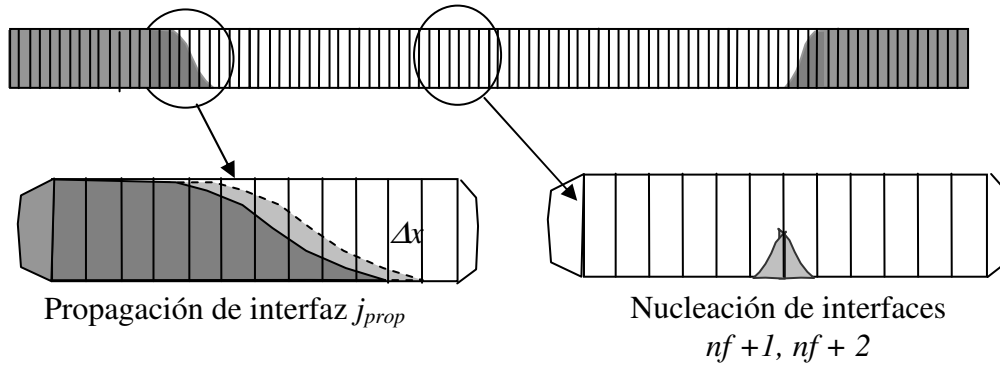


Figura 9.6 En caso de detectarse que $\Delta Z \neq 0$ se adecua Δt para que el ΔZ que resulte de $\Delta\epsilon$ y σ equivalga al desplazamiento de 1 nodo de la discretización.

9.1.5 Resultados

Primero se utilizó el modelo para estudiar los eventos de nucleación en función de V_{elong} y para distintas condiciones de ciclado. Se simularon ciclos superelásticos con una malla de $N=400$ nodos para un alambre de NiTi de largo $L=500 \text{ mm}$ y diámetro $d=2,46 \text{ mm}$, con una deformación máxima de 0,082. Se supone que el material posee las siguientes propiedades: $E_A=32 \text{ MPa}$, $E_M=25 \text{ GPa}$, $\epsilon_t=0,05$ y unas tensiones de transformación a temperatura ambiente (se toma $T_{amb}=25^\circ \text{ C}$) $\sigma_{A-Mref}=500 \text{ MPa}$ y

$\sigma_{M-Aref} = 100 \text{ MPa}$. De acuerdo a los resultados del **Capítulo 7**, se tomó una longitud lf total de $4,4 \text{ mm}$ para modelar la zona de transformación. En estas primeras simulaciones se utilizó un coeficiente de transferencia $h=14 \text{ W/m}^2\text{K}$ con el que se modeló un ambiente circundante de aire en reposo. Inicialmente se introduce una interfaz en una de las mordazas, debido al estado de tensiones provocado por las mismas. El umbral para la nucleación de nuevas interfaces se fijó en 65 MPa . En la **Figura 9.7** se muestra la curva $\sigma-\varepsilon$ obtenida de un ciclo a $V_{elong}=1,5 \text{ mm/min}$. Se han indicado distintos puntos que indican cómo la respuesta mecánica refleja los distintos eventos de nucleación o colapso de interfaces. Estos eventos se detallan en las **Figuras 9.8a** y **b** con los campos de Temperatura y de fase en función del tiempo.

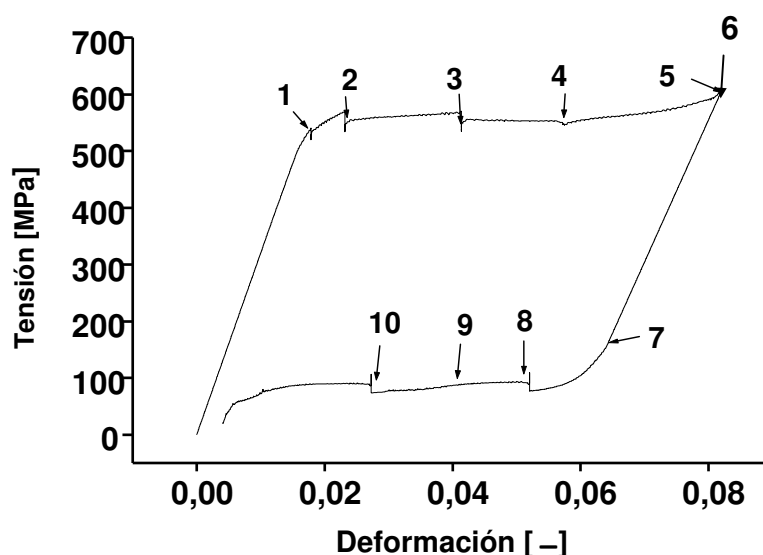


Figura 9.7. Curva $\sigma-\varepsilon$ obtenida mediante simulación. Las flechas indican los sucesivos eventos de nucleación y colapso de frentes de transformación. $V_{elong} = 1,5 \text{ mm/min}$. $h = 14 \text{ W/m}^2\text{K}$. $L = 500 \text{ mm}$.

En el instante **1** a los 357 s, aparece el segundo frente. En el punto **2**, a los 530 segundos se produce la nucleación de 2 nuevos frentes. Estas 4 interfaces se mueven hasta que en el instante **3** (840 s) se nuclean otras 2 interfaces. Puede observarse en la frontera entre las zonas de martensita y austenita en la **Figura 9.8b**, que al aparecer nuevos frentes móviles, la velocidad de los mismos desciende. En el instante **4** a los 1134 s, se produce el colapso de 2 frentes, y en el instante **5** colapsan otros 2 frentes, casi coincidiendo con el fin de deformación. En la curva $\sigma-\varepsilon$ se puede ver que cada evento de nucleación se manifiesta como un descenso de la tensión debido a que la interfaz nucleada propaga a menor tensión. A partir del instante **4** los frentes interactúan térmicamente y se alcanzan temperaturas de hasta 48°C . Durante la descarga, la

retransformación comienza en el instante **7** a los 2000 s, con el movimiento de los 2 frentes que no habían llegado a colapsar. A los 2230 s en el punto **8** se produce la nucleación de un dominio de austenita, con 2 nuevos frentes móviles. A los 2400 s, en el instante **9** se juntan 2 interfaces, registrándose un momentáneo aumento en la velocidad de las interfaces hasta el instante **10** a 2720 s, donde se produce la nucleación de 2 nuevos frentes. Luego hacia el final del ciclo se produce el colapso de las interfaces, en cuyas posiciones la temperatura está por debajo de la temperatura ambiente alcanzando hasta 11°C .

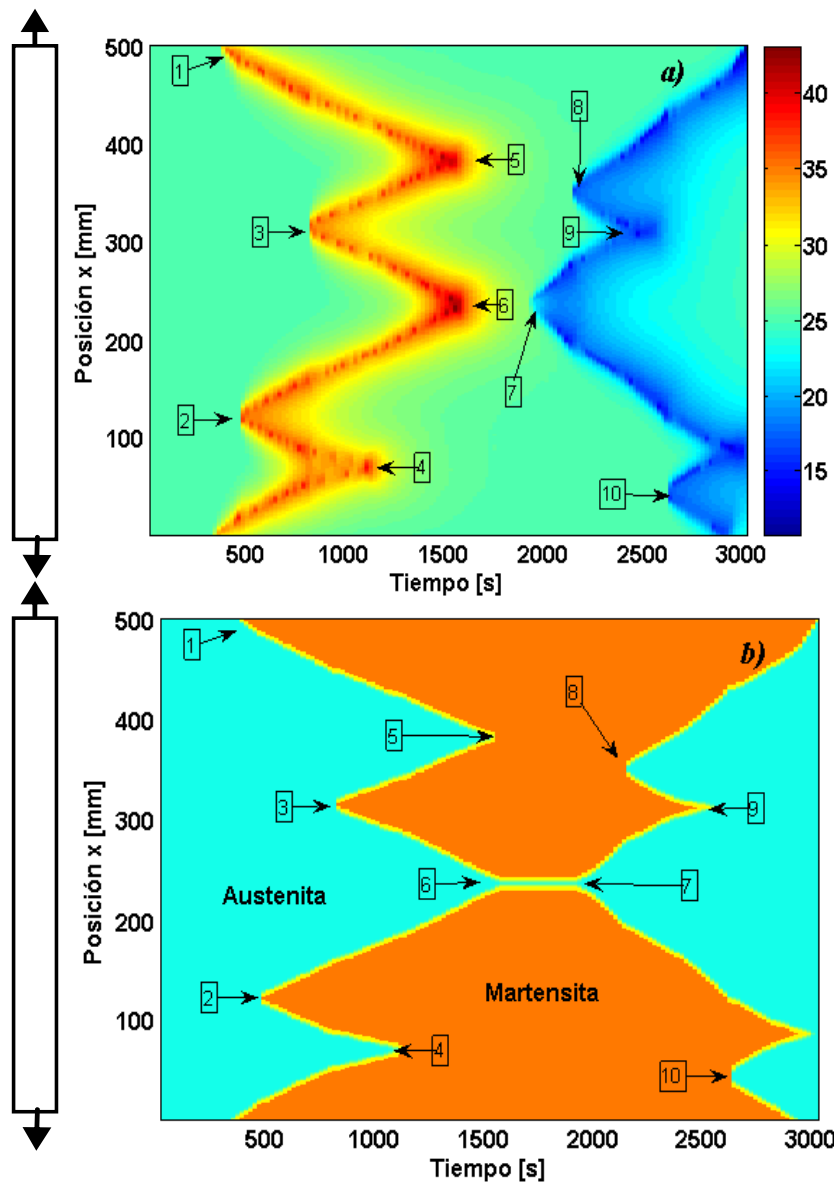


Figura 9.8. Campos de Temperatura $T(x)$ y de porción de fase $Z(x)$ correspondientes a la simulación del ciclo de la **Figura 9.7**, a $V_{elong} = 1,5 \text{ mm/min}$ y $h = 14 \text{ W/m}^2\text{K}$. $L = 500\text{mm}$, $\text{Diam} = 2,5 \text{ mm}$.

A continuación se realizaron simulaciones con V_{elong} desde $0,1$ a 1000 mm/min manteniendo la misma geometría y propiedades del material. En la **Figura 9.9a** se representa la curva σ - ϵ para $V_{elong}=100 \text{ mm/min}$, y en la **Figura 9.9b** se muestra la evolución del campo de temperaturas con el tiempo correspondiente. En este caso se ve que se producen eventos de nucleación hasta los 13,5 s, y luego la interacción térmica entre los frentes inhibe la posibilidad de otros eventos de nucleación debido al calentamiento por el que se alcanzan hasta 60° C .

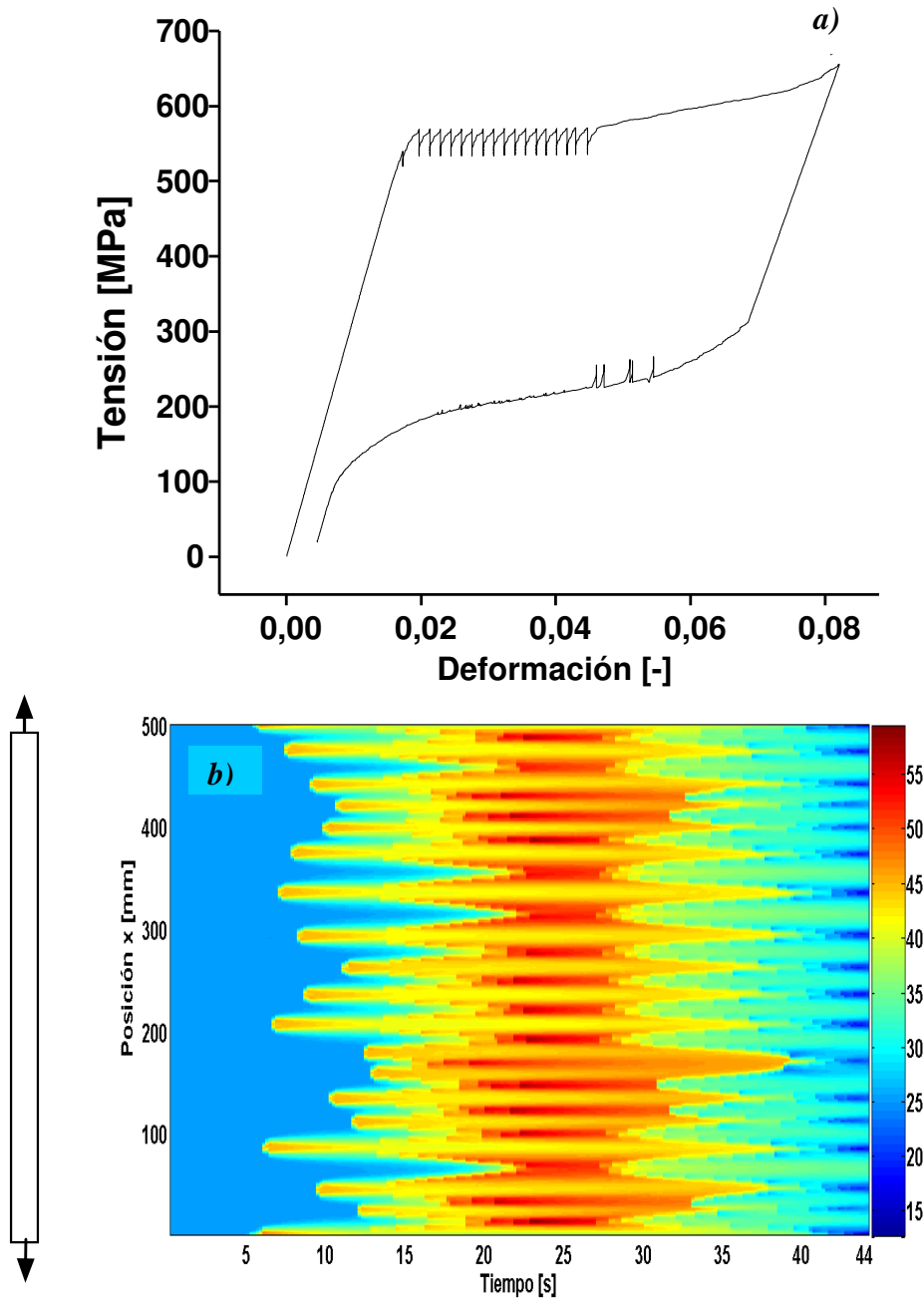


Figura 9.9. Resultados de simulación de ciclo superelástico: $V_{elong} 100 \text{ mm/min}$, $h = 14 \text{ W/m}^2\text{K}$ **a)** Curva σ - ϵ , **b)** Campo de temperatura en función del tiempo.

En la **Figura 9.10** se grafica el número de frentes contabilizados en las simulaciones en función de V_{elong} para 2 condiciones de ambiente circundante. En el caso de $h=1400 \text{ W/m}^2\text{K}$, recién a partir de valores de $V_{elong} > 5 \text{ mm/min}$ se registran eventos de nucleación. Las escalas logarítmicas permiten evaluar que existe un rango de velocidades donde el número de frentes es proporcional a una potencia de V_{elong} . Mediante un ajuste lineal se obtienen exponentes de 0,51 y 0,94 para coeficientes h de 14 y 1400 $\text{W/m}^2\text{K}$ respectivamente. Estos resultados contrastan con los calculados por He *et al* [He 2010] quienes predicen un exponente de 0,5 independiente del valor de h . El aplanamiento de las curvas cuando crecen las velocidades se debe a que la cantidad de interfaces tiene como límite la cantidad de nodos de la discretización.

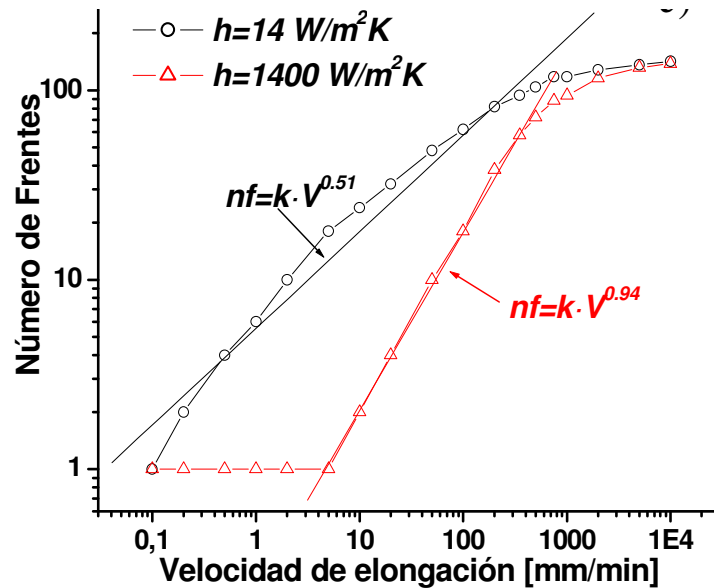


Figura 9.10. Número máximo de interfaces activas evaluadas numéricamente en función de V_{elong} .

Luego se simularon 3 ciclos a 1, 10 y 15 mm/min de los que se contaba con las curvas experimentales. Se utilizaron mallas de $N=200$ nodos, y un valor de $h=14 \text{ W/m}^2\text{K}$. Las comparaciones respectivas se muestran en las **Figuras 9.11a, b y c**. Las curvas σ - ϵ obtenidas numéricamente reproducen aspectos cualitativos de los ciclos reales, incluido los descensos de tensión asociados a eventos de nucleación, y la inclinación del plateau debido a la evolución de la temperatura en los frentes móviles. Las transiciones entre tramos elásticos y redondeados no se reproducen exactamente en la misma magnitud. Se observa que al finalizar cada ciclo real, existe una deformación

permanente, que aumenta con V_{elong} . Sólo a fin de comparar las curvas, se implementó una deformación plástica en los resultados numéricos como un desplazamiento en el origen cuando se alcanza la deformación máxima, entendiendo que de esta manera no se reproduce su dependencia con V_{elong} .

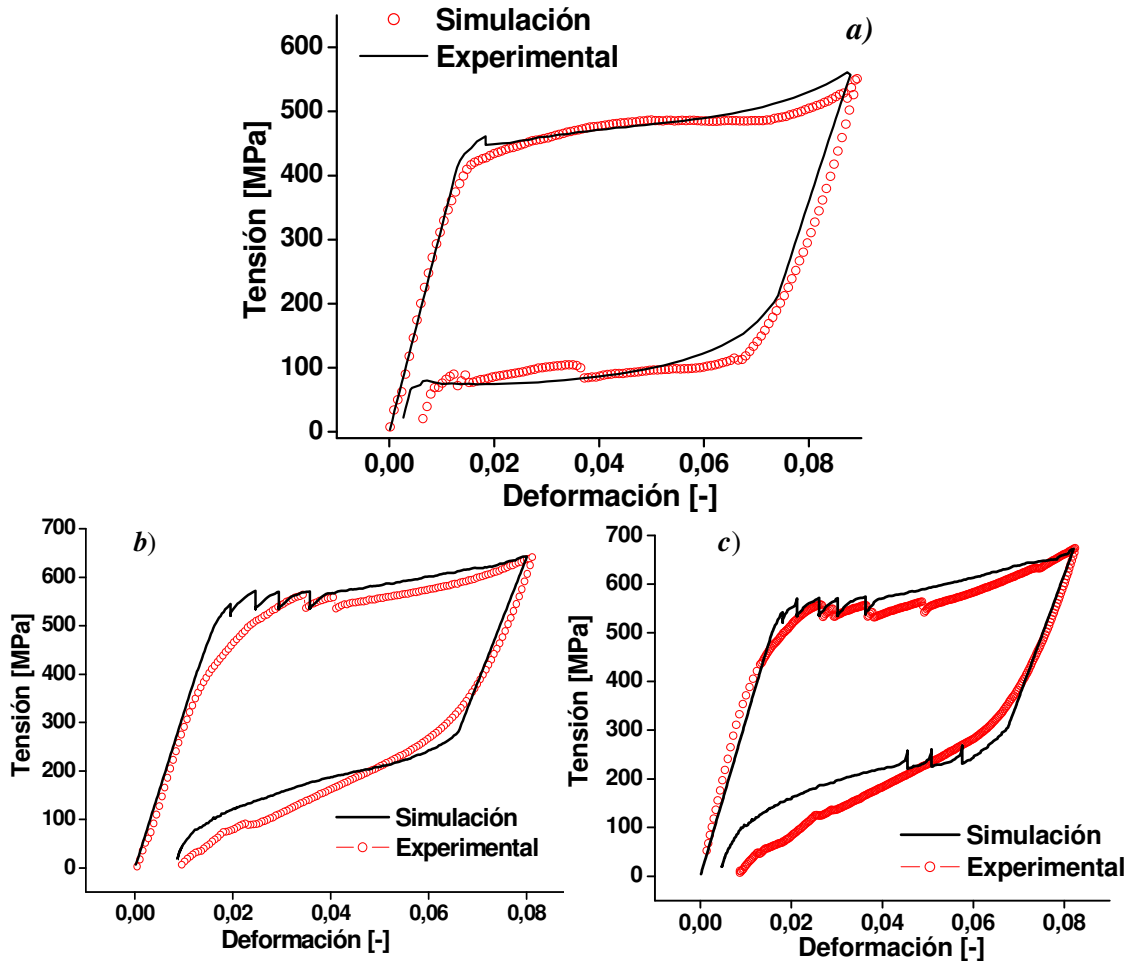


Figura 9.11. Comparación entre ciclos simulados comparados y ciclos experimentales a) $V_{elong}=1\text{ mm/min}$, $L=91\text{ mm}$. b) $V_{elong}=10\text{ mm/min}$, $L=75\text{ mm}$. c) $V_{elong}=15\text{ mm/min}$, $L=94,4\text{ mm}$. Las simulaciones fueron hechas con un $h=14\text{ W/m}^2\text{K}$.

Finalmente se simularon ciclados desde $0,5$ a 1000 mm/min , con el fin de evaluar la dependencia de la respuesta mecánica y de la histéresis resultante con la velocidad de elongación. En la **Figura 9.12** se muestran las curvas $\sigma-\epsilon$ correspondientes al 2do ciclo de cada serie. Se tomó el 2^{do} ciclo de cada serie suponiendo que durante el primer ciclo se suceden todos los eventos de nucleación y luego se mantiene un número de interfaces fija. Puede verse en los resultados, que el ciclo de 1 mm/min envuelve al ciclo de $0,5\text{ mm/min}$, pero ya, para 10 mm/min se tiene un ciclo con plateaus inclinados alcanzándose tensiones mayores hacia el final de la

transformación. El tramo de deformación elástica de la martensita es bien claro en los ciclos a baja velocidad, pero a medida que aumenta V_{elong} , los niveles de tensión para la deformación máxima son mayores, y puede que no se complete el 100 % de la transformación.

En la **Figura 9.13** se graficó la energía de histéresis por unidad de volumen en función de V_{elong} para $h=14 \text{ W/m}^2\text{K}$ y $h=130 \text{ W/m}^2\text{K}$. Estas curvas presentan un aspecto que trae a cuenta la **Figura 8.11** del capítulo anterior, donde se investigaban los efectos térmicos imponiendo los mecanismos de transformación. Las curvas presentan una forma de campana, con las características similares a las obtenidas para una transformación homogénea. Esto es consistente con la aparición de gran cantidad de frentes esparcidos por todo el alambre, como sucede para los valores más grandes de V_{elong} .

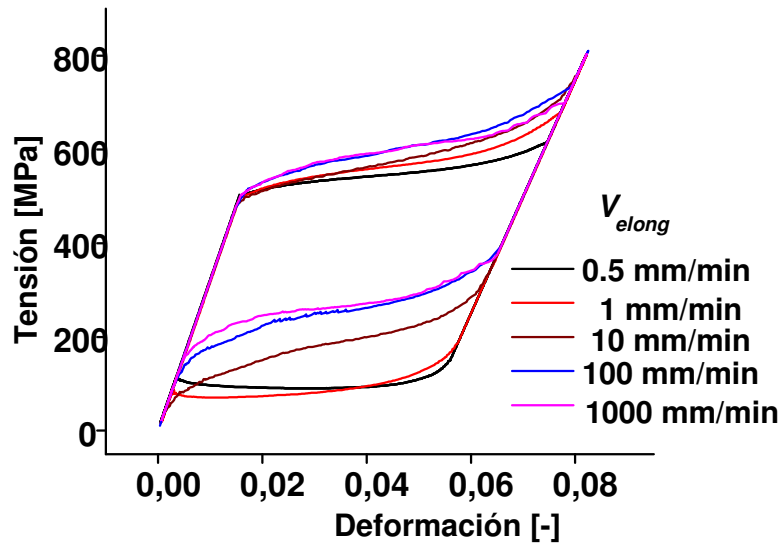


Figura 9.12. Curvas σ - ε obtenidas con el modelo termomecánico en función de V_{elong} .

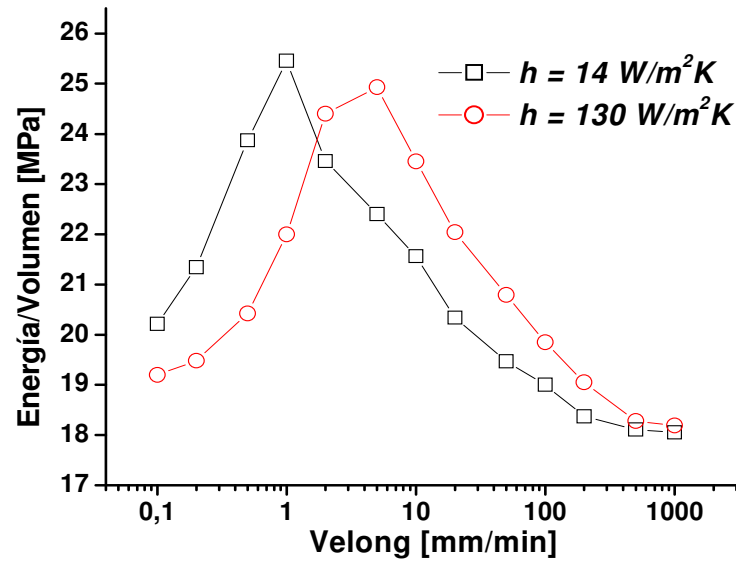


Figura 9.13 Histéresis en función de V_{elong}

Con la simulación de varios ciclos consecutivos se comienza a observar el calentamiento asociado al trabajo inelástico que se acumula con el ciclado. Un simple análisis térmico permite prever que los ciclos evolucionarán transitoriamente hasta que la cantidad de calor neta que ingresa al sistema, correspondiente a la histéresis, equivalga a la que se disipa hacia el medio circundante y hacia los bordes. En consecuencia la histéresis y demás características de las curvas σ - ϵ exhibirán una evolución asociada a este período.

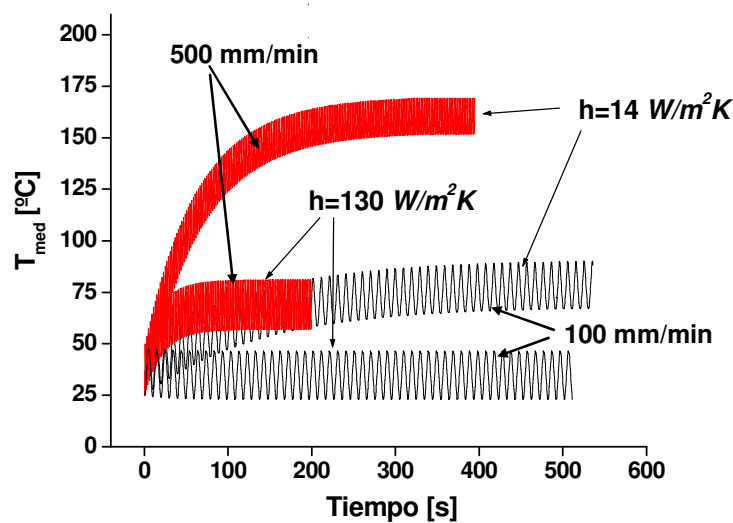


Figura 9.14. Influencia de V_{elong} y h en la evolución de la temperatura media con el ciclado

Por ejemplo, en la **Figura 9.14** se representó la evolución de la temperatura media (T_{med}) del alambre, para valores de V_{elong} de 100 y 500 mm/min, bajo condiciones de h de 14 W/m²K y 130 W/m²K. Lógicamente, cuando el valor de h aumenta, la tasa de calor disipado al exterior iguala a la tasa de calor entrante a temperaturas mas bajas. En la **Figura 9.15** se grafican las curvas σ - ϵ obtenidas para $V_{elong}=100$ mm/min en los mismos periodos usando las dos condiciones del ambiente circundante. Como consecuencia del acoplamiento termomecánico la evolución de la temperatura se refleja en estas curvas. El caso de $h = 130$ W/m²K, que corresponde para este diámetro de alambre, a una convección forzada por aire a 5 m/s [Incropera 1999], casi no refleja incrementos de tensión después de 100 ciclos, mientras que con $h=14$ W/m²K, puede apreciarse el incremento creciente en las tensiones debido al calentamiento.

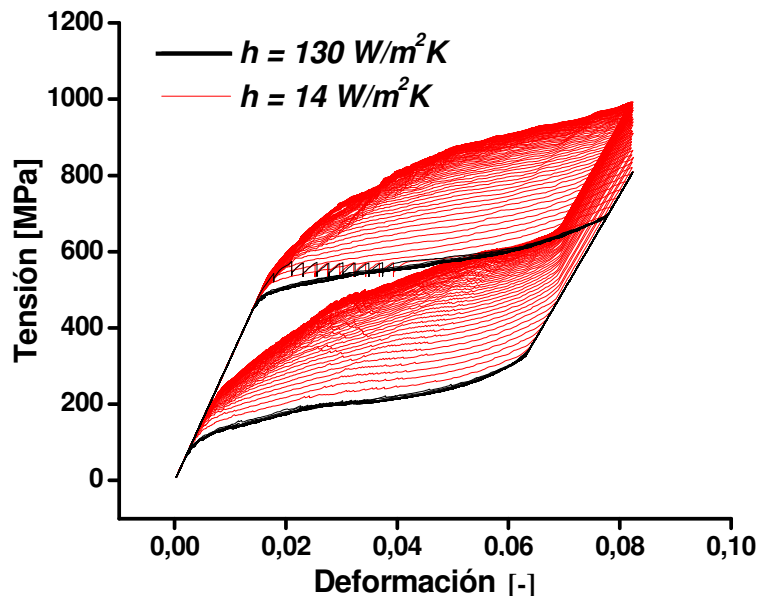


Figura 9.15. Efecto del coeficiente h en la evolución de las curvas σ - ϵ con el ciclado bajo una misma V_{elong}

El calor generado se disipa por la superficie del alambre por convección, y a través de las mordazas. Resulta interesante graficar la importancia relativa de cada mecanismo de evacuación de la energía térmica que ingresa al sistema. En la **Figura 9.16** se han representado las siguientes cantidades en función del tiempo para 500 mm/min, $h=14$ W/m²K:

Trabajo inelástico acumulado:

$$W_{inel}(t) = \int_0^t V \cdot \sigma \cdot \varepsilon_{A-M} \cdot \dot{Z} \cdot dt \quad (9.9)$$

Energía térmica acumulada:

$$En_{term}(t) = \int_0^L \rho \cdot C_e \cdot A_t \cdot (T(x,t) - T_{amb}) \cdot dx \quad (9.10)$$

Calor disipado por superficie lateral:

$$Q_{conv}(t) = \int_0^t \left(h \cdot P \cdot \int_0^L (T(x,t) - T_{amb}) \cdot dx \right) \cdot dt \quad (9.11)$$

Calor disipado por las mordazas:

$$Q_{bor}(t) = \int_0^t \left(k_b \cdot A_t \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=L} - \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_{x=0} \right) \right) \cdot dt \quad (9.12)$$

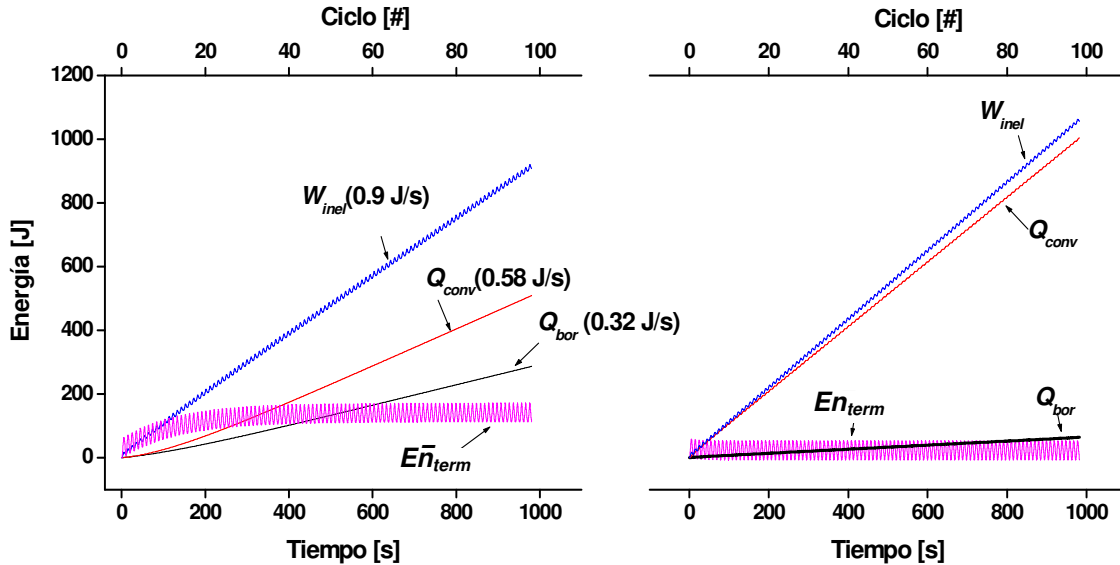


Figura 9.16. Evolución del trabajo inelástico W_{inel} , Energía Térmica En_{term} , calor disipado por los bordes Q_{bor} y calor disipado por convección Q_{conv} para $V_{elong} = 100$ mm/min. A la izquierda h vale 14 W/m²K y a la derecha 130 W/m²K. Los datos entre paréntesis corresponden a la tasa de la cantidad señalada.

En el caso de $h=14$ W/m²K se ve claramente que durante el transitorio las tasas de Q_{bor} y Q_{conv} crecen hasta alcanzar un valor estacionario, en promedio, ya que siempre las curvas van a exhibir un período asociado al ciclado. En el estado estacionario las tasas promedio deben cumplir que:

$$\dot{E}n_{term} = 0 \quad (9.13)$$

y

$$\dot{W}_{inel} = \dot{Q}_{conv} + \dot{Q}_{bor} \quad (9.14)$$

Este período transitorio casi no se aprecia en la figura de la derecha. Allí, el valor que alcanza \dot{Q}_{conv} es más del doble debido al coeficiente h , casi 10 veces mayor. Para esta condición el calor que se evacua por las mordazas es mucho menor. Una conclusión parcial es que mientras mayor sea el valor de h menores serán los errores asociados al modelado de la condición de borde.

Para finalizar este análisis se muestran en la **Figura 9.17** las curvas σ - ϵ obtenidas en estado estacionario para ambas condiciones de ambiente circundante, las cuales reflejan los incrementos de tensión previsible debido a los efectos térmicos para las condiciones de ciclado estudiadas. En el caso de $h = 14 \text{ W/m}^2\text{K}$ los niveles de tensión alcanzados nunca son observados en ciclados reales.

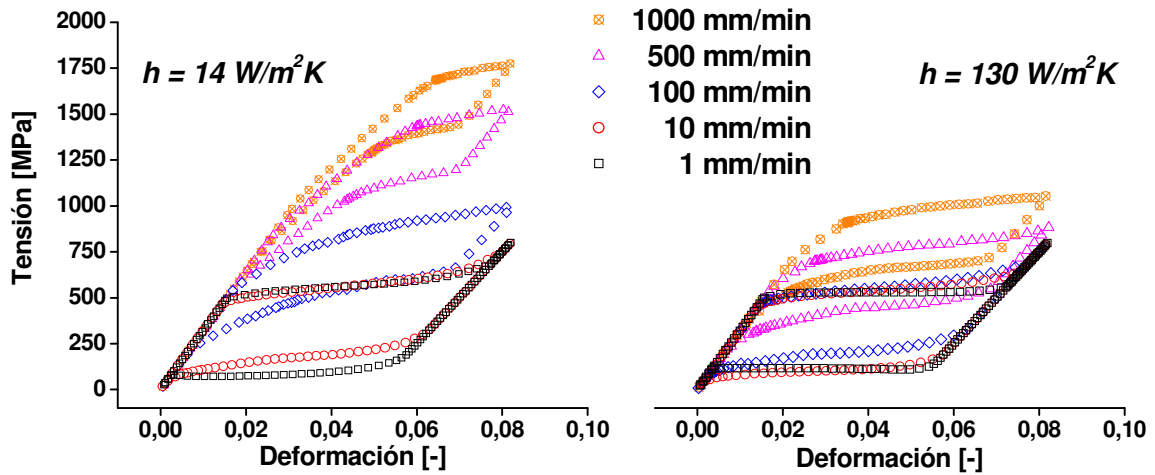


Figura 9.17. Curvas σ - ϵ obtenidas una vez alcanzado el estado estacionario

En la **Figura 9.18** se comparan las energías de histéresis y el amortiguamiento específico o SDC entre el primer ciclo y un ciclo tomado bajo el estado estacionario, para 2 coeficientes h . En todos los casos las curvas tienen la forma de campana también obtenidas en la **Figura 9.13**. En el caso de $h = 14 \text{ W/m}^2\text{K}$. Las curvas de histéresis del primer ciclo y del ciclo estacionario coinciden hasta $V_{elong} = 50 \text{ m/min}$, y luego la histéresis de los ciclos estacionarios desciende debido a que al aumentar las tensiones disminuye la cantidad de fase que transforma.

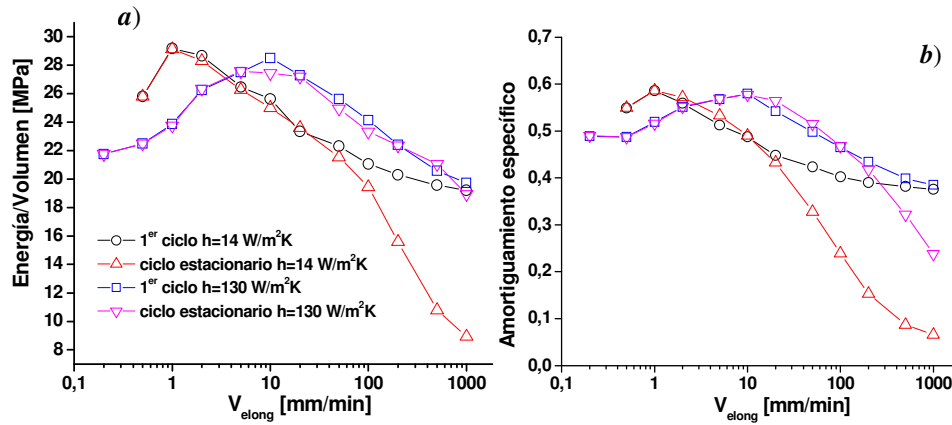


Figura 9.18 *a)* Energía disipada por histéresis y *b)* Amortiguamiento específico en función de V_{elong} , para el primer ciclo y para un ciclo en estado estacionario

Cuando $h = 130$ W/m²K este efecto casi no se observa, coincidiendo las curvas en todo el rango de velocidades. En el caso del amortiguamiento específico, se entiende que los ciclos obtenidos bajo estado estacionario requieren mayor trabajo de deformación total, por lo que, si la histéresis se mantenía aproximadamente constante, el SDC debe disminuir respecto a los primeros ciclos. Esto se ve claramente para ambos valores de h , a partir de los 20 mm/min bajo convección natural, y a partir de los 200 mm/min bajo convección forzada.

Hasta aquí, el modelo permite reproducir la dependencia de la respuesta mecánica y de las características de los ciclos superelásticos con V_{elong} y con las condiciones de ciclado. Pero, como mencionamos arriba, los niveles de tensión que se obtienen para altos valores de V_{elong} no podrían obtenerse experimentalmente debido a que el material paulatinamente va abandonando su capacidad de transformar bajo carga y tiene lugar, en cambio, la deformación plástica de la fase austenítica. Para acercar los resultados a los casos reales, dos aspectos que no están involucrados directamente con los efectos térmicos serán incorporados al modelo en la sección siguiente. Ellos son el descenso de las tensiones de transformación durante los primeros ciclos, asociados a acomodamientos microestructurales y la acumulación de deformación permanente.

9.2 Cambios en el Comportamiento Mecánico Asociados al Ciclado

9.2.1 Fundamentación

Una de las primeras características que se observan en los ensayos sobre alambres de NiTi es que, manteniendo las condiciones de V_{elong} y h invariables, se

registra una evolución de las curvas σ - ε . Esta característica conforma lo que se denominó el ciclado de entrenamiento en el **Capítulo 4**. Básicamente se registra un descenso en los niveles de tensión del plateau de transformación, y un descenso menor en el plateau de retransformación, con la consecuente disminución en el área de histéresis. Sumado a esto se desarrolla deformación residual permanente, detectada al final de cada ciclo. Como se estudió durante la etapa experimental, esta evolución microestructural, manifestada como cambios en las propiedades funcionales del ciclo superelástico, tienen lugar localizadamente en las porciones del material por las que pasan las interfaces. Por ejemplo, en la **Figura 5.6** del **Capítulo 5**, un ciclo superelástico con cierta amplitud de deformación, refleja en sus plateaus de transformación la historia previa, con ciclos de menor amplitud.

Como se mencionó en la parte experimental, las explicaciones que existen para el origen tanto de la deformación plástica como del descenso de las tensiones de transformación están en la generación de dislocaciones necesarias para que granos vecinos acomoden la deformación de un grano que transforma. Entre los trabajos con modelos numéricos donde se aborda el tema con diferentes matices pueden citarse por ejemplo [Gall 2000] que estudian el rol de la interacción entre granos de NiTi con diferente orientación en la respuesta macroscópica durante la transformación superelástica. En su reciente trabajo [Manchiraju 2010] elaboraron un modelo donde incorporan datos experimentales de plasticidad de la fase austenítica del NiTi, y concluyen en que la deformación plástica compite con la transformación durante la aplicación de la carga, pero el resultado global es que los campos de tensiones residuales asisten la transformación en ciclos sucesivos, y también pueden originar martensita retenida cuando se retira la carga.

En este modelo, fenomenológico en esencia, se introducen los efectos de los cambios microestructurales en la definición del comportamiento superelástico a nivel local considerando sólo la dependencia de la cantidad de veces que un frente de transformación atraviesa una posición. Se concibe también la existencia de una componente de la deformación plástica que depende sólo de la máxima tensión uniaxial aplicada.

El modelo termomecánico, con esta capacidad de reproducir la evolución microestructural fue utilizado para simular diferentes ciclados de entrenamiento a diferentes velocidades. También se simularon el ciclado a diferentes amplitudes

correspondiente al Grupo D de la **Figura 4.26** y entrenamiento en los ensayos de fatiga del **Capítulo 5**.

9.2.2 Cantidad de Transformaciones Acumuladas y Evolución de Parámetros del Comportamiento Superelástico

Para cuantificar el efecto del ciclado localmente se define la variable $Z_{acum}(x)$ o $Z_{acum}i$ en la versión discretizada, que acumula todos los incrementos positivos $\Delta Z(x)$ o ΔZ_i . Ahora, las expresiones para las tensiones de transformación incorporan esta nueva dependencia:

$$\sigma_{A-Mj} = \sigma_{A-Mref} + C_{cc} (T_j - T_{ref}) + \Delta\sigma_{A-M} \exp\left(\frac{-Z_{acum}i}{6}\right) \quad (9.15)$$

$$\sigma_{M-Aj} = \sigma_{M-Aref} + C_{cc} (T_j - T_{ref}) + \Delta\sigma_{M-A} \exp\left(\frac{-Z_{acum}i}{4}\right) \quad (9.16)$$

En estas expresiones las variables $Z_{acum}i$ se miden sobre el último nodo de cada interfaz. Ahora las tensiones σ_{A-Mref} y σ_{M-Aref} corresponden a tensiones de transformación a temperatura de referencia y para una microestructura de equilibrio. Para la deformación plástica que se desarrolla durante el ciclado se propone que está compuesta por dos contribuciones. Una cuyo origen se debe a la transformación, y depende de Z_{acum} :

$$\varepsilon_{ptans\ i} = 0,014 \cdot \exp\left(1 - \frac{Z_{acum}i}{9}\right); \quad (9.17)$$

esta deformación se incrementa con el número de ciclos independientemente de los niveles de tensión desarrollados. Otra contribución, que sí depende de la tensión máxima alcanzada, tiene en cuenta la plasticidad de la aleación por mecanismos convencionales y se produce homogéneamente según una ley del tipo *Hollomon*:

$$\varepsilon_{pdis} = \left(\frac{\sigma_{max}}{1500MPa}\right)^{8.3333} \quad (9.18)$$

Los valores numéricos introducidos en las ecuaciones **9.15**, **9.16** y **9.17** responden a ajustes de curvas experimentales reportadas en la **sección 3** del **Capítulo 6**.

En cambio, no existen datos experimentales de los cuales se deduzca la expresión **9.18**. Más aún, el concepto de una deformación plástica independiente de la transformación y homogénea no está del todo cerrado. Un experimento donde se evalúe la deformación plástica de la austenita, a altas temperaturas para inhibir la transformación daría una idea de cuanto de la deformación plástica obtenida se puede atribuir a mecanismos convencionales. Pero mientras tanto, de esta manera se intenta reproducir las diferencias entre las deformaciones permanentes registradas en cicladados de entrenamiento bajo distintas temperaturas o velocidades.

Al comportamiento superelástico definido en la sección anterior debe adicionarse la deformación plástica. Las expresiones **9.1** para la deformación ε y **9.3** para la porción de fase Z se escriben ahora:

$$\varepsilon = \varepsilon_t Z + \frac{\sigma}{E_{eff}} + \varepsilon_p \quad (9.19)$$

$$Z(\varepsilon, \sigma) = \frac{\varepsilon - \frac{\sigma}{E_A} - \varepsilon_p}{\varepsilon_t + \frac{\sigma}{E_M} - \frac{\sigma}{E_A}} \quad (9.20)$$

Finalmente, se atribuye también al umbral necesario para la nucleación de frentes, una evolución como función del número de ciclos. Entonces, el valor de $\Delta\sigma_{crit}$ presentado en la sección anterior pasa a ser una variable para cada nodo i :

$$\Delta\sigma_{crit} = 70 \exp\left(\frac{-Z_{acum\ i}}{3}\right) \quad (9.21)$$

Expresión también obtenida de ajustar los resultados experimentales de la **Figura 6.12 b**.

9.2.3 Resultados

Se simularon algunos ensayos reportados en los **Capítulo 4** y **5**. Por ejemplo en la **Figura 9.19a**, se muestra la simulación de un ciclado de entrenamiento sobre un alambre de longitud $L = 92 \text{ mm}$ y diámetro $d = 2,46 \text{ mm}$, a una velocidad $V_{elong} = 1 \text{ mm/min}$ y a temperatura ambiente de 22° C bajo un coeficiente $h = 14 \text{ W/m}^2 \text{ K}$. En la **Figura 9.19b** se comparan el ciclo número. 1 y el ciclo número. 100.

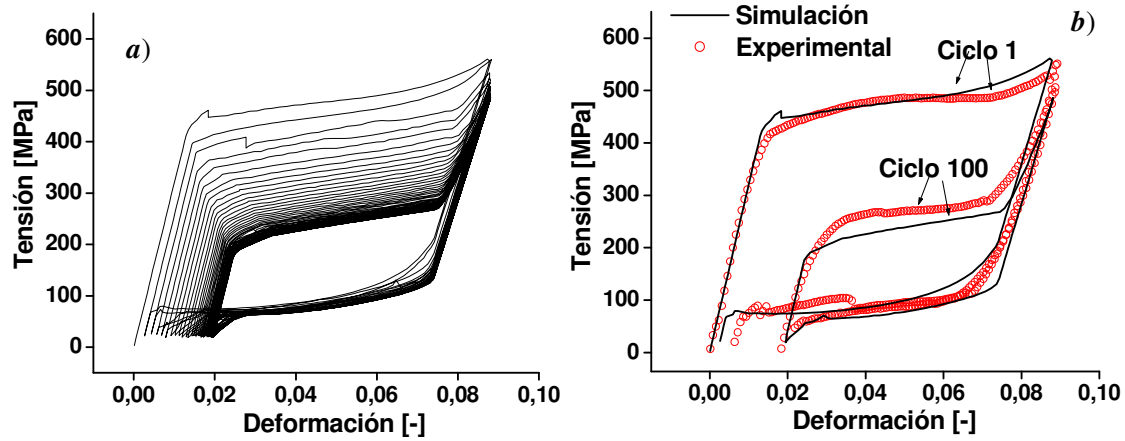


Figura 9.19. *a)* Simulación de los 100 primeros ciclos superelásticos. $L = 92\text{mm}$, $d = 2,46\text{ mm}$; $V_{\text{elong}} = 1\text{mm/min}$. *b)* Comparación con curvas experimentales.

El primer ciclo real, muestra una acumulación de deformación residual mucho mayor que la simulación. En la **Figura 9.20** se grafica como evoluciona esta deformación residual con el número de ciclos. Los resultados numéricos muestran un valor asintótico, mientras que la deformación permanente en los ciclos reales no parece estabilizarse tras los 100 ciclos bajo estas condiciones.

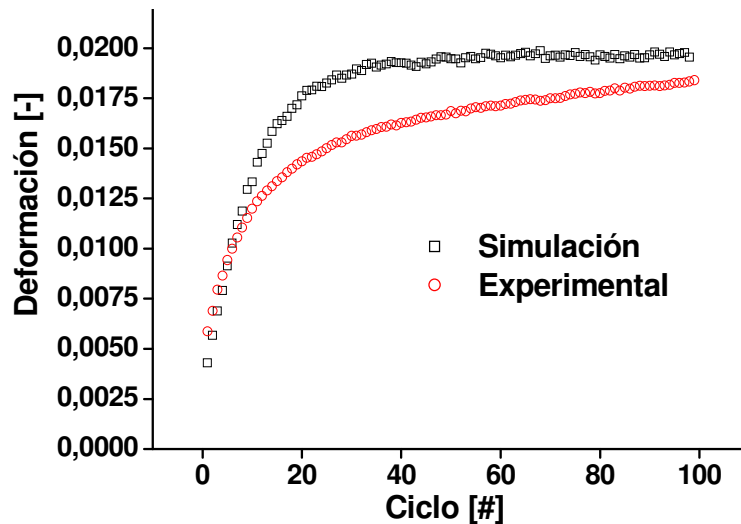


Figura 9.20. Deformación residual o permanente en función del número de ciclos correspondientes a las curvas de la **Figura 9.19a**

En las **Figuras 9.21 a** y **b** se han incluido los puntos correspondientes a la evolución de la energía de histéresis y a la capacidad de amortiguamiento específico o *SDC* con el número de ciclos. Vemos que estas dos cantidades tampoco muestran una condición asintótica en los puntos experimentales pasados los 100 ciclos. Esto no es reflejado por las simulaciones, donde, como en el caso de la deformación residual,

aproximadamente después de 30 ciclos se alcanzan valores estables, tanto en la energía disipada por histéresis como en el *SDC*.

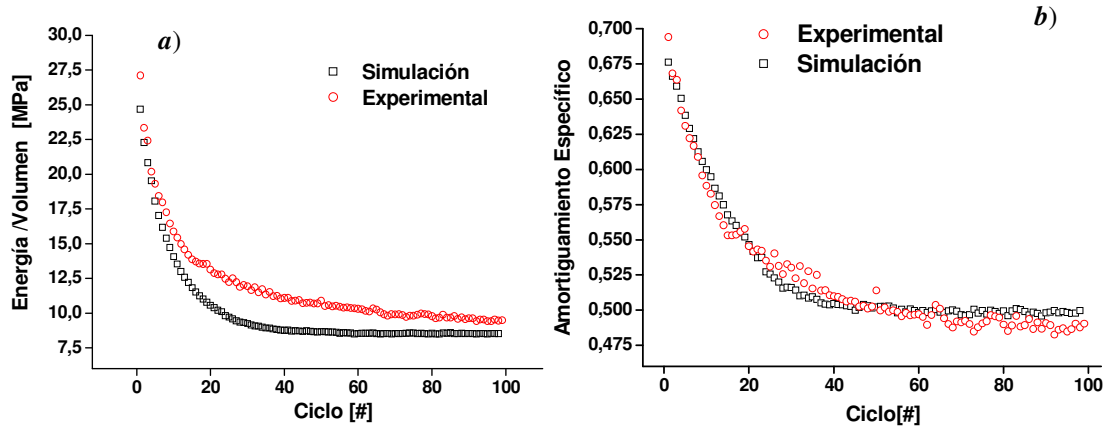


Figura 9.21. Comparación numérico experimental de evolución de la histéresis (a) y del amortiguamiento específico o SDC (b) en los ciclos de entrenamiento de la **Figura 9.19a**

También se simularon los 100 primeros ciclos utilizando $V_{elong}=10 \text{ mm/min}$ en un alambre de $L=75 \text{ mm}$, manteniendo el diámetro y la condición de ambiente anterior. En las **Figuras 9.22a** y **b** se presentan los ciclos obtenidos numéricamente y la comparación con el primer y último ciclos experimentales respectivamente. En la **Figura 9.23**, y en las **Figuras 9.24a** y **b** se repiten para este caso las deformaciones residuales, la histéresis y el amortiguamiento específico como función del número de ciclos, con las respectivas curvas extraídas de los datos experimentales.

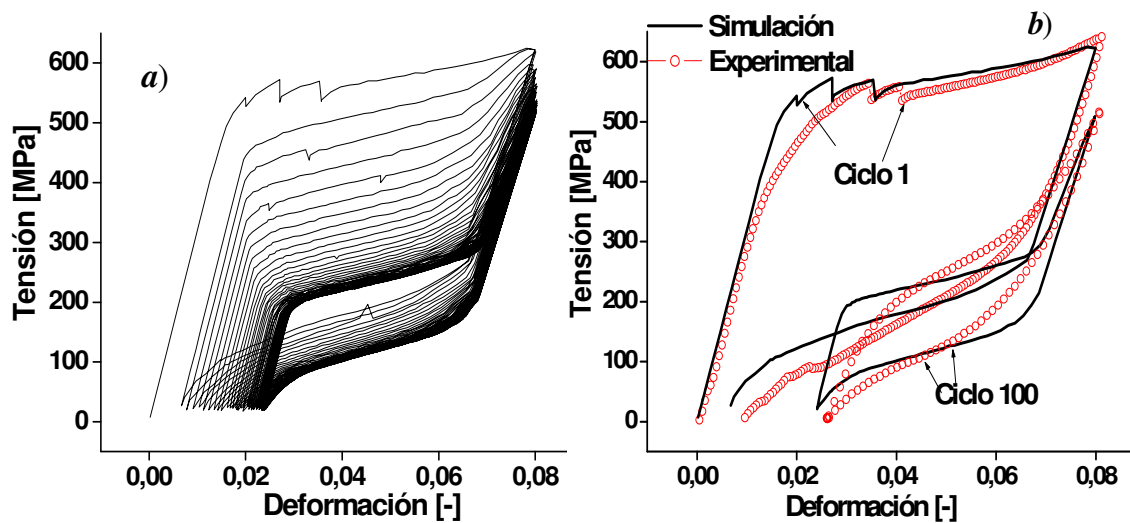


Figura 9.22. a) Simulación de 100 ciclos de entrenamiento con alambre de $L=75 \text{ mm}$ y $V_{elong}=10 \text{ mm/min}$. b) Comparación con curvas experimentales en ciclos 1 y 100.

Se observa en general un importante acuerdo entre la energía de histéresis y el amortiguamiento específico. Sin embargo, al comparar las curvas obtenidas numéricamente con las experimentales, estas últimas presentan ciertas características que no logran ser reproducidas por el modelo. Por ejemplo, las transiciones entre tramos de deformación elástica y transformación no resultan tan redondeadas como en los ciclos reales.

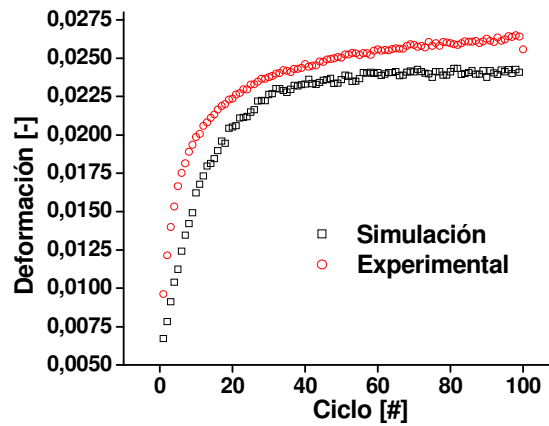


Figura 9.23. Evolución de la deformación residual de los ciclos de la **Figura 9.22a**

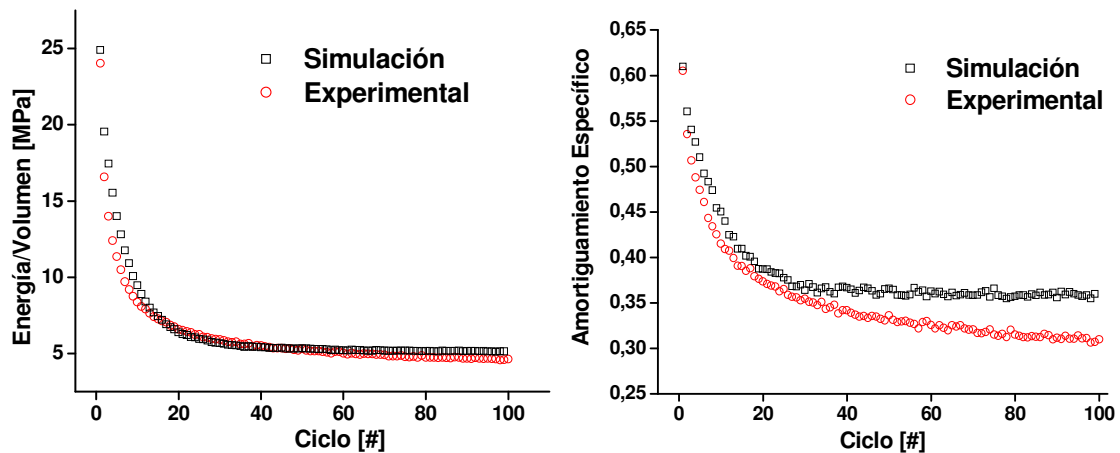


Figura 9.24 Comparación entre resultados numéricos y experimentales de las evoluciones de **a)** Histéresis y **b)** amortiguamiento específico, para los ciclos de la **Figura 9.22a**.

A continuación se simuló un ciclado similar al ensayado en el *Grupo D* de la **Figura 4.26**. Haciendo uso de la capacidad del modelo de reproducir los cambios en las curvas con la acumulación de ciclos se simuló también el entrenamiento correspondiente, de 100 ciclos a $0,01\text{ Hz}$ de frecuencia. Tras esta simulación, cada nodo del alambre presenta variables Z_{acumi} , ε_{trans} y ε_{dis} , y representan la condición inicial desde la que se hicieron los ciclados descritos. Al igual que en la etapa experimental, se

configuró un nuevo cero para la deformación. En la **Figura 9.25** se esquematiza el ciclado simulado en deformación vs. tiempo. En la **Figura 9.26a** se muestran las curvas σ - ϵ simuladas correspondientes al último ciclo de cada amplitud, y en la **Figura 9.26b** se incluyeron los correspondientes ciclos experimentales, extraídos de la **Figura 4.26**.

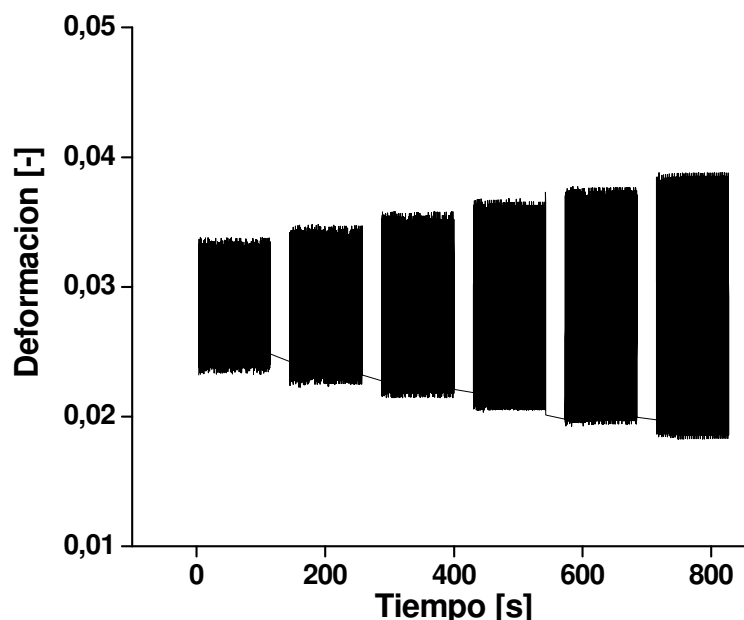


Figura 9.25. Ciclado de amplitudes progresivas simulado

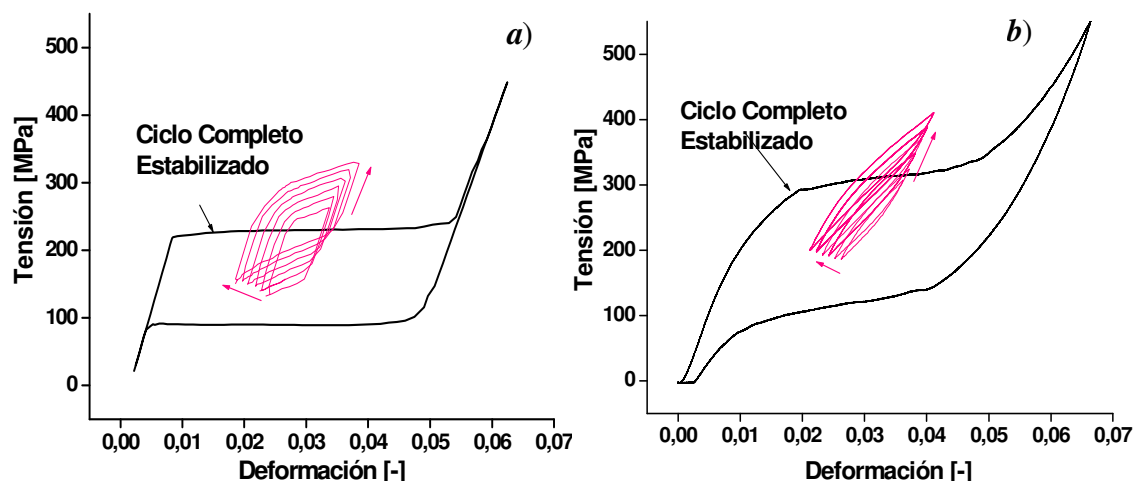


Figura 9.26. *a)* Resultados de la simulación del ciclado de la **Figura 9.25**. *b)* Ciclos reales, extraídos de la **Figura 4.26**. En ambas Figuras se incluye un ciclo completo al final del entrenamiento, a 0,01 Hz.

Los resultados numéricos muestran que el modelo reproduce correctamente la evolución particular de las curvas σ - ϵ observado experimentalmente. Sin embargo, las curvas muestran las diferencias cualitativas mencionadas anteriormente. Las

transiciones entre las zonas elásticas y de transformación en el ciclo real resultan más redondeadas que las de su contraparte numérica, y este aspecto cobra mayor peso en las curvas de los ciclos de menores amplitudes, donde las cargas y descargas están prácticamente dominadas por estas transiciones.

Finalmente, se estudió con el modelo el efecto que tiene el ciclado a diferentes frecuencias y amplitudes en las curvas σ - ϵ que se van desarrollando, debido a la evolución dispar de la microestructura en diferentes porciones del material. Para esto, se simuló un ciclado del tipo 8_6 según se los definió en el **Capítulo 5**, para los ensayos de fatiga estructural. El ciclado utilizado, compuesto por curvas senoidales de deformación, se muestra en la **Figura 9.27**, sobre un alambre de 100 mm de longitud y 2.46 mm de diámetro. Cada paquete de ciclos a una determinada amplitud era precedido y finalizado por un ciclo a frecuencia 0.05 s .

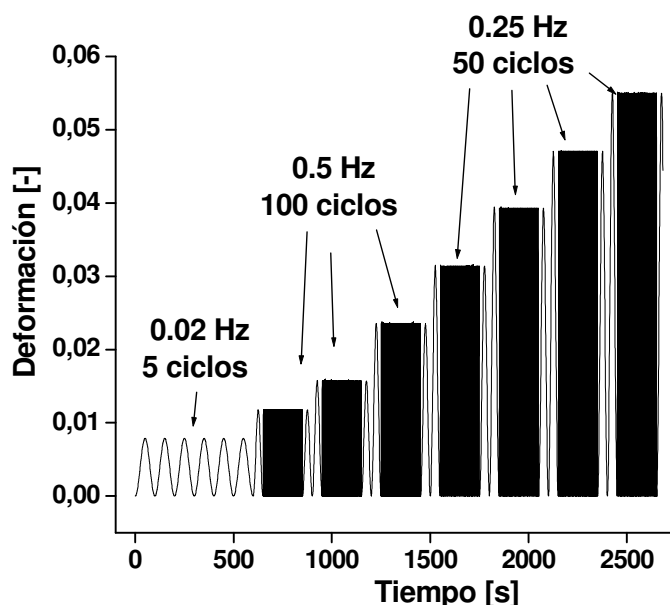


Figura 9.27. Ciclado utilizado para simular entrenamiento de amplitudes progresivas

Las curvas σ - ϵ obtenidas se muestran en la **Figura 9.28a**. La evolución de las tensiones para cada amplitud, debida por un lado a los cambios microestructurales y también a los efectos térmicos hace que no se puedan distinguir muy bien las curvas de cada paquete de ciclos. En líneas generales, se observan las mismas características reportadas en la **Figura 5.3** del **Capítulo 5**, reproducida en la **Figura 9.28b**. Tenemos que la tensión máxima alcanza valores aproximadamente constantes en todos los módulos aunque la amplitud de deformación se incrementa progresivamente. El último ciclo en azul, muestra similitudes con el ciclo análogo de la mencionada Figura del **Capítulo 5**,

reproduciéndose los efectos del ciclado y la frecuencia. No obstante, como sucedió con las últimas dos simulaciones los ciclos reales presentan curvas de transformación más redondeadas, con una inclinación en promedio mayor que los ciclos obtenidos numéricamente. Otro aspecto que el modelo no logra reproducir muy bien es la deformación permanente asociada a los primeros ciclos de baja amplitud. El comportamiento mecánico supuesto no prevé transformación para niveles tan bajos. Esto puede verse en la **Figura 9.29** donde se incluyó la evolución de la deformación permanente o residual a lo largo del ciclado, que contrasta con la **Figura 5.2** del capítulo de fatiga, donde ya desde el primer paquete comienza a registrarse deformación permanente.

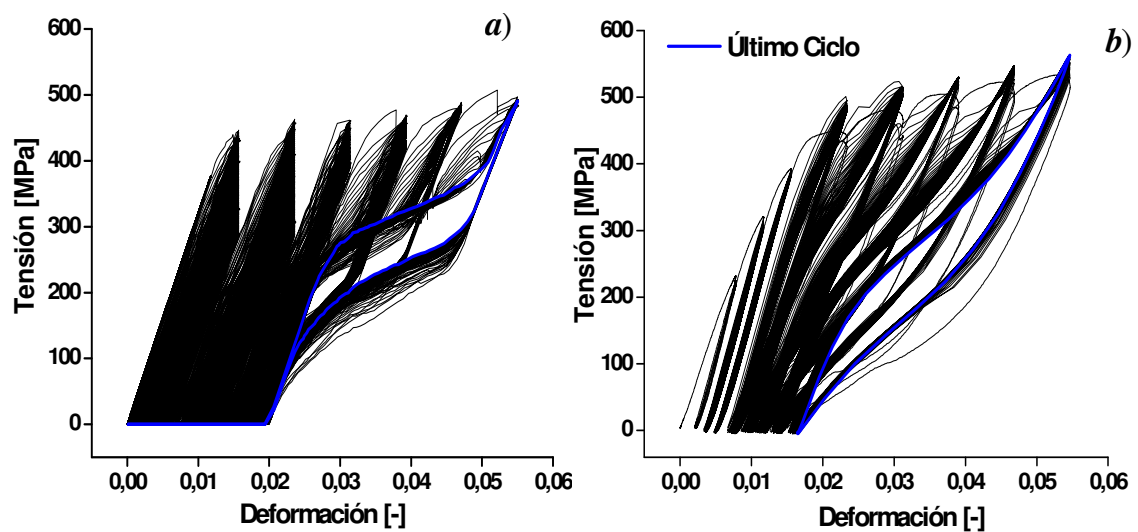


Figura 9.28. *a)* Curvas σ - ϵ simuladas correspondientes a la etapa 1 de un ciclado 8_6 según se los definió en el **Capítulo 5.** *b)* Resultados experimentales del mismo ciclado

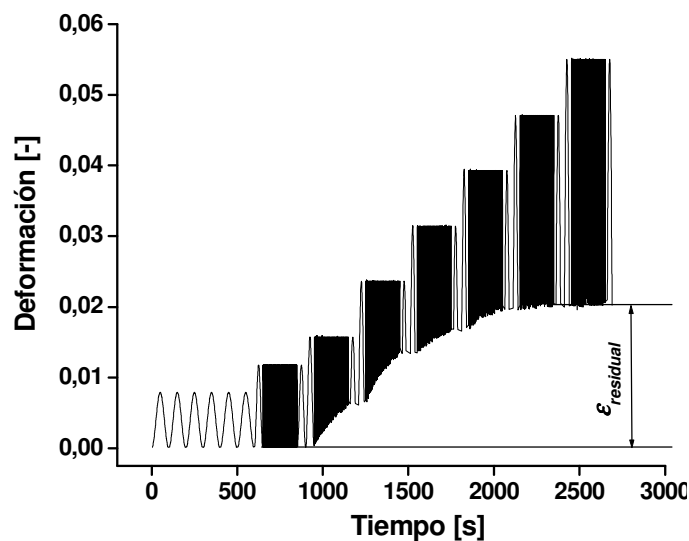


Figura 9.29. Evolución de la deformación residual con el ciclado

Claramente el primer y segundo paquete no aportan a la deformación residual, y sus trayectorias σ - ε no se aprecian en la **Figura 9.28 a** debido a que resultan lineales, y tapadas por los paquetes posteriores. La **Figura 9.30** es análoga a la **Figura 6.6** del capítulo de fatiga. Allí se incluyen el último ciclo para cada amplitud de deformación. También se muestra un ciclo completo, simulado a continuación a una frecuencia de 0.0005 Hz. Puede apreciarse que a pesar de que desde la condición inicial se ha acumulado deformación plástica y se han producido cambios debido al ciclado, queda aún parte del material que todavía no había transformado, y cuando las interfaces atraviesan esas zonas externamente se miden los niveles de tensión correspondientes a un primer ciclo sobre el material. Luego, de la misma manera que se procedía experimentalmente, se aplicaban ciclos continuos a una amplitud menor o igual a la alcanzada. En este caso, las curvas rojas muestran los ciclos correspondientes a la etapa de fatiga, a una amplitud menor que la máxima ($M = 6$ utilizando la escala definida en el **Capítulo 5**). Se obtiene numéricamente el descenso en las tensiones máximas desarrolladas. A este descenso es que se le atribuye un aumento en la vida a la fatiga.

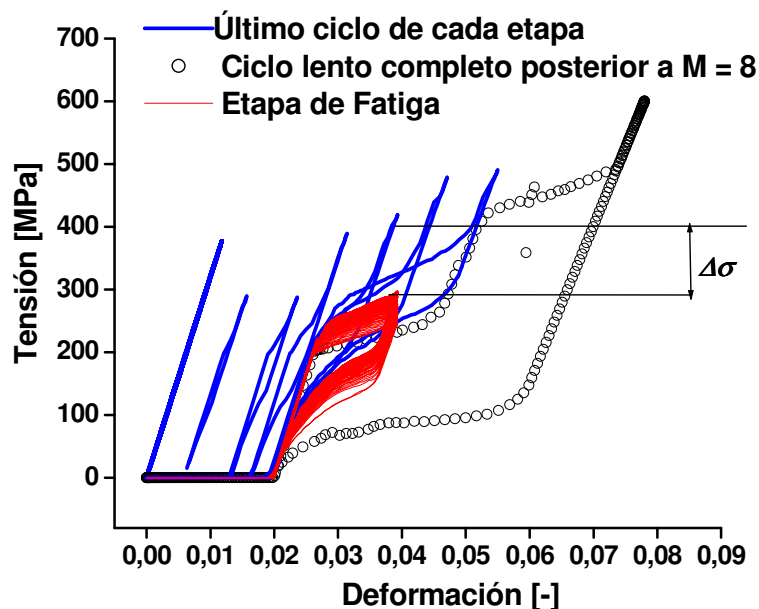


Figura 9.30 Detalles del ciclado de fatiga. Las curvas azules son los últimos ciclos para cada amplitud; la curva negra es el ciclo lento, completo, realizado a continuación del ciclado de entrenamiento. Los ciclos en rojo corresponden a la etapa de fatiga final. Se ve el descenso en la tensión máxima para una misma amplitud de deformación, reportado durante la etapa experimental.

Finalmente se evaluaron los dominios de transformación. A juzgar por las amplitudes y las frecuencias involucradas en el ciclado, era previsible que se registren eventos de nucleación y que la transformación se lleve a cabo en diferentes regiones del alambre, más o menos homogéneamente. En la **Figura 9.31** puede verse, analizando la variable $Z_{acum}(x)$ en función del número de ciclos, que esto no resulta así. Las zonas del alambre cercanas a los bordes soportan el mayor número de ciclos. En los últimos paquetes de amplitudes del entrenamiento parecen activarse interfaces a la altura de los 75 mm pasados los 400 ciclos. En la etapa de fatiga, después de los 520 ciclos se observa actividad de frentes a los 25 mm y luego también cerca de 87,5 mm y 12,5 mm. Entonces, vemos que el modelo termomecánico predice que la transformación se mantendrá casi exclusivamente localizada en la zona cercana a los bordes. Este patrón de transformación es el resultado de todas las leyes impuestas para el movimiento y nucleación de nuevas interfaces, con lo que sería más que interesante poder hacer una comparación con datos experimentales.

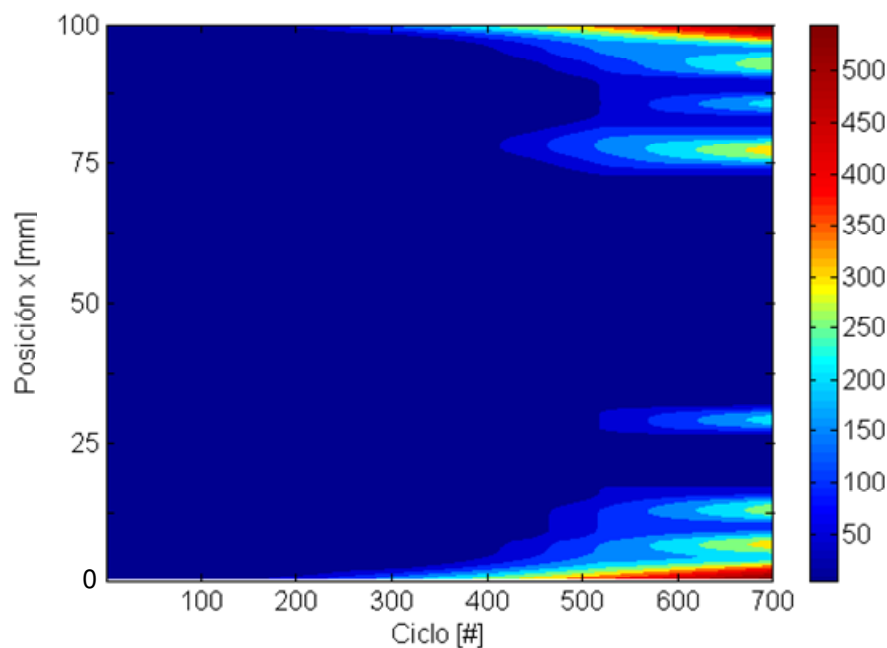


Figura 9.31. Evolución de la variable $Z_{acum}(x)$ con el número de ciclos

9.3 Conclusiones del capítulo

El desarrollo del modelo termomecánico de la superelasticidad tal como fue concebido se refleja en la secuencia en la que fue presentado aquí. Primero se estudiaron los efectos térmicos, luego se acopla este esquema de cálculo térmico en un

modelo simple superelástico, y finalmente se introducen los cambios en las tensiones de transformación y la introducción de deformación residual con el número de ciclos, asociados a la evolución microestructural del material. A modo de resumen, las conclusiones más importantes que fueron surgiendo a lo largo del estudio son:

- 1) Los efectos térmicos asociados al calor latente de transformación son más importantes que los asociados al trabajo inelástico (Aproximadamente 5 veces mayores). Pero el carácter irreversible de los últimos hace que su consideración sea indispensable cuando se estudian muchos ciclos
- 2) Cuando se considera un patrón de transformación con interfaces móviles, resulta apropiado caracterizar el ensayo con la velocidad de elongación V_{elong} y el número de frentes activos en vez de utilizar velocidad de deformación o frecuencia de ciclado.
- 3) Considerando patrones de transformación localizados u homogéneos, siempre se obtienen curvas con un máximo para la histéresis en función de la velocidad de ciclado, con diferencias cuando se considera transformación localizada u homogénea. Los resultados numéricos ayudan a una interpretación de esta característica.
- 4) Con la introducción de un comportamiento mecánico elemental y de un criterio para la nucleación y propagación de frentes de transformación se obtuvieron ciclos a diferentes velocidades, pudiendo estudiarse el acoplamiento entre los efectos térmicos y la respuesta mecánica.
- 5) Utilizando el modelo para la simulación de muchos ciclos consecutivos, se evaluó la importancia de la duración del ciclado y de las condiciones ambientales de disipación en las tensiones máximas alcanzadas y en la respuesta mecánica en general.
- 6) Con la evaluación de los flujos de calor durante el ciclado se pudo verificar por un lado el buen funcionamiento del algoritmo, y por otro, el rol que juegan los bordes participando en la evacuación del calor que ingresa al alambre
- 7) La introducción de leyes para la evolución de las tensiones de transformación y para la deformación residual, definidas localmente, permitieron evaluar los

efectos combinados de las condiciones de ciclado y de la historia sobre las respuestas σ - ε . Para distintos valores de V_{elong} , el modelo logra reproducir con buenos acuerdos, el descenso en la energía de histéresis y el aumento en la deformación residual obtenida en los primeros ciclos.

- 8) Con todas las características del modelo totalmente implementadas se realizaron simulaciones de programas de ciclado utilizados en ensayos a diferentes amplitudes y de fatiga estructural. Las características particulares que presentan estos ciclados son reproducidas cualitativamente, pudiendo verificar la naturaleza termomecánica de las mismas.
- 9) De los resultados de los puntos 7 y 8 se extrae la necesidad de mejorar las predicciones respecto a deformación residual y evolución de las tensiones de transformación. Para esto resultan indispensables datos de nuevos experimentos que arrojen información acerca de la falta de linealidad que presenta la tensión en las transiciones entre los tramos elásticos y de transformación.

10 Pórtico flexible con tensores de NiTi. Ensayos de Respuesta Dinámica

10.1 Introducción

La evaluación de la respuesta dinámica de una estructura flexible, a la cual se le incorporan elementos superelásticos tiene dos aspectos interesantes. Uno es la posibilidad de observar experimentalmente las características de no linealidad introducidas por la histéresis superelástica evaluada en el **Capítulo 3**, con sus particularidades respecto a la modificación de la resonancia y la amplitud del desplazamiento. Por otro lado, resulta muy importante verificar la capacidad de amortiguamiento en comparación con la estructura sin elementos superelásticos.

Con estos fines se diseñó y construyó una estructura flexible de pórtico a escala, con la posibilidad de implementar tensores diagonales con alambres de NiTi superelástico. Las dimensiones de la estructura se definieron considerando algunos factores que condicionan en cierta medida la construcción, como la cantidad de material y la masa total. Como criterio general se quiso evitar que los alambres de NiTi aporten la mayor rigidez al sistema. Esto equivaldría a que en una construcción civil la introducción de amortiguamiento no aumente sustancialmente la frecuencia natural evitando mayores demandas de esfuerzos cortantes en la base como se explicaba en el **Capítulo 1**.

Sobre la estructura, fabricada en el CAB, se realizaron dos series de ensayos de respuesta dinámica: una en el laboratorio de vibraciones de INVAP SE, y la otra en el Instituto de Mecánica Estructural y Riesgo Sísmico-IMERIS, de la Universidad Nacional de Cuyo en Mendoza. Por medio de estos ensayos se caracterizó dinámicamente la estructura de pórtico con y sin alambres de NiTi, aplicando diferentes excitaciones a la base que incluyeron movimientos a frecuencias fijas, barridos en frecuencia y acelerogramas de registros sísmicos. Los resultados incluyen mediciones de desplazamientos relativos entre puntos de la estructura, aceleraciones y fuerzas sobre los alambres. Del análisis de los mismos se evalúa la eficacia de los alambres de NiTi en la mitigación de las oscilaciones.

10.2 Diseño y Construcción del Pórtico

Teniendo en cuenta cuestiones económicas, las limitaciones de los equipos a utilizar, simplicidad en la construcción y priorizando aspectos relacionados con la portabilidad de la estructura a ensayar, se decidió utilizar masas que no excedan los 20 kg . La configuración adoptada es la representada esquemáticamente en la **Figura 10.1**, similar a la utilizada en [Soul 2005]. Si bien existen algunos otros diseños [Wilson 2005] y la disposición de sistema amortiguador es en sí una parte importante del diseño de la estrategia del control estructural, en este trabajo, el análisis se limita a la estructura simple descripta.

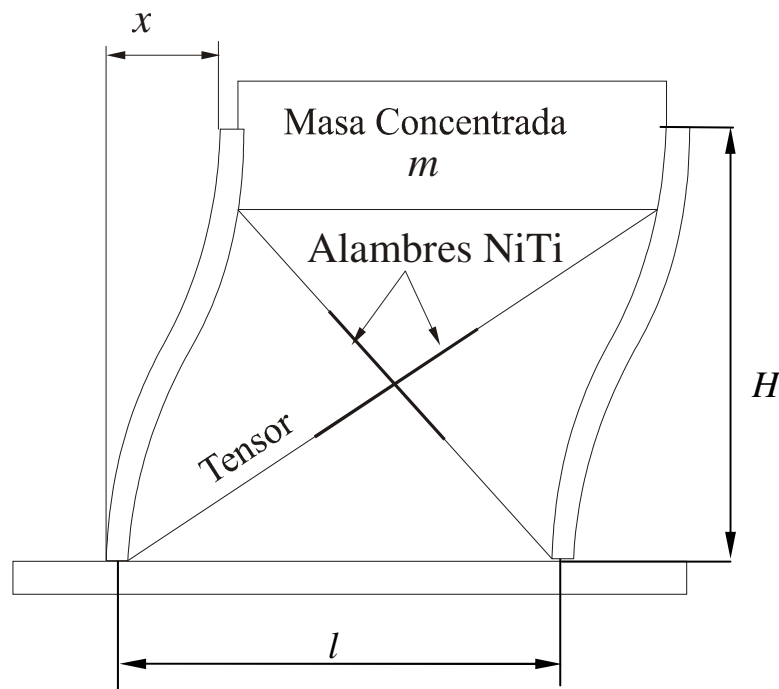


Figura 10.1 Croquis de la estructura propuesta

De acuerdo a estas restricciones en torno a la masa a utilizar y también a las longitudes de los alambres, se analiza el aporte del NiTi a la rigidez del sistema para esfuerzos horizontales contenidos en el plano de la figura. Dada una longitud de alambre de NiTi fija L , mediante un simple análisis geométrico (no incluido aquí) es posible determinar la dependencia de la rigidez del pórtico con la relación l/H . En la **Figura 10.2** se grafica como sería la frecuencia natural de un sistema cuya rigidez es provista por

alambres de longitud $L = 150 \text{ mm}$, y diámetro $d = 0,5 \text{ mm}$ con un módulo de elasticidad $E_{\text{NiTi}} = 40 \text{ GPa}$ considerando una masa m de 10 kg .

Es decir que mientras más esbelta sea la estructura, menor será la rigidez aportada por el NiTi. Podríamos pensar en una relación l/H pequeña, con una configuración similar a una antena de transmisión sostenida por tensores. Esta solución fue estudiada por ejemplo en [Thomson 1996]. Una dificultad es que serían necesarios grandes desplazamientos para lograr que los alambres alcancen deformaciones en régimen superelástico. Por otro lado, la filosofía no es diseñar la estructura que mejor se adapte a nuestros propósitos sino viceversa. Una construcción civil en general no es tan esbelta. Cuando se trata de rascacielos y torres, que pueden alcanzar valores bajos de l/H , los sistemas de amortiguamiento se diseñan para cada piso, con el objetivo de disminuir el desplazamiento tangencial entre niveles (*interstorey drift*) [Dolce 2003]. Teniendo esto en cuenta se fijó la relación l/H alrededor de $0,7$, que genera una frecuencia natural asociada solo a la elasticidad del NiTi de $6,7 \text{ Hz}$.

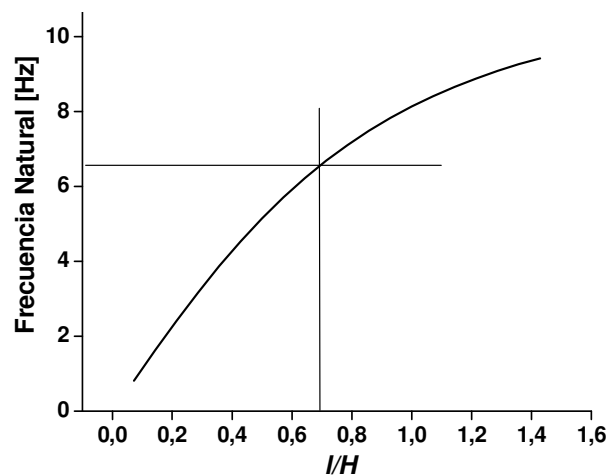


Figura 10.2 Frecuencia natural asociada a la rigidez aportada por un alambre de NiTi en función de la geometría de la estructura

Con esta primera definición pasamos a analizar los esfuerzos que se generan en los miembros de la estructura que se deforma. En la **Figura 10.3** se esquematizan los esfuerzos desarrollados en las columnas, la fundación y la masa superior. La Fuerza inercial F generada por la aceleración de la masa concentrada m es soportada por los esfuerzos transversales de magnitud $F/2$. Se desprecian los efectos inerciales de las masas

distribuidas en el resto de la estructura. Debido al empotramiento se generan esfuerzos normales N y momentos M_o .

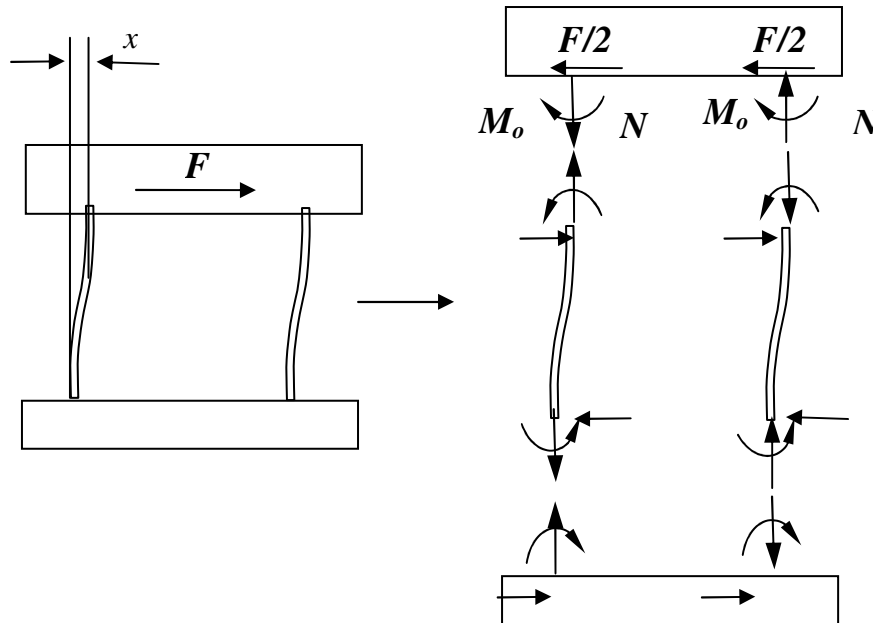


Figura 10.3. Diagrama de esfuerzos originados en los miembros de la estructura cuando la masa superior m está sujeta a una fuerza F .

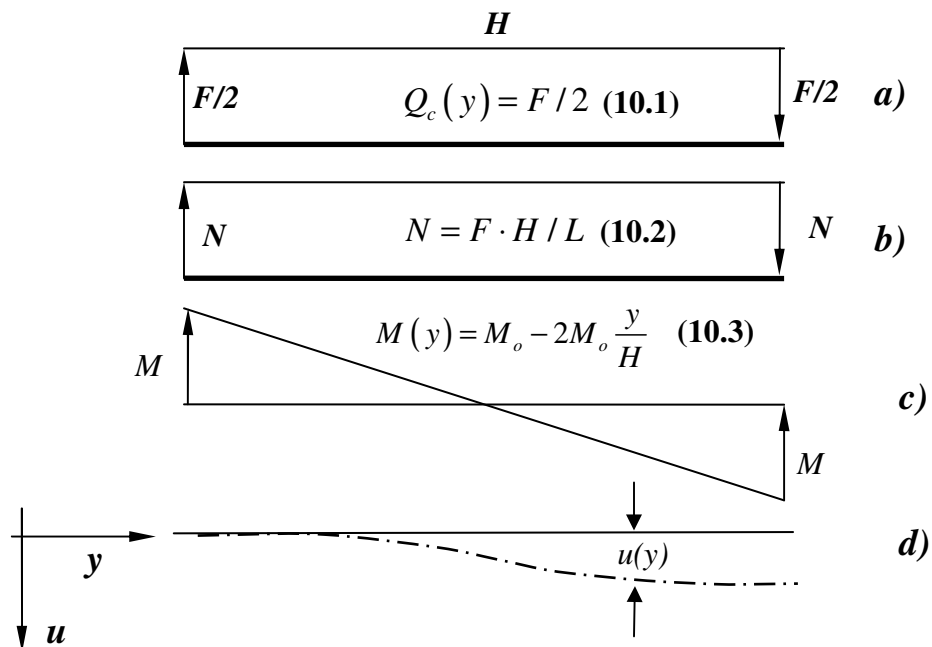


Figura 10.4 Diagramas de esfuerzos sobre las columnas. *a)* Esfuerzo de corte $Q_c(y)$. *b)* Esfuerzo Normal $N(y)$. *c)* Momento flector $M(y)$ *d)* Curva elástica correspondiente a la deformación de la columna.

En las **Figuras 10.4a, b y c** se grafican los diagramas de esfuerzos sobre la columna, y se evalúan en función de las fuerzas y momentos. La evaluación de las reacciones y de los esfuerzos se puede hacer en función del desplazamiento x , considerando el modelo de viga de Euler. El esfuerzo de corte $Q_c(y)$ se debe a las fuerzas transversales $F/2$. El momento flector $M(y)$ se obtiene integrando $Q(y)$ y aplicando las condiciones de borde $M(y=0) = M_o$ y $M(y=H) = M_o$.

De este diagrama se pueden relacionar M_o y F :

$$M_o = \frac{FH}{4} \quad (10.4)$$

La curva correspondiente a la deformación de la columna, de la **Figura 9.3d** se obtiene integrando la ecuación diferencial que relaciona los desplazamientos con los momentos (Viga de Euler):

$$\frac{\partial^2 u}{\partial y^2} = -\frac{M(y)}{EI} \quad (10.5)$$

Integrando esta ecuación, y aplicando las condiciones de borde de desplazamientos y giros nulos en $y = 0$ se obtiene la expresión para $u(y)$:

$$u(y) = \frac{M_o}{2EI} y^2 - \frac{M_o}{3EIH} y^3 \quad (10.6)$$

Evalutando la ecuación **10.6** en $y=H$ y mediante la relación entre F y M_o de la ecuación **10.4** se puede establecer la rigidez de la estructura ante una sollicitación como la prevista:

$$x = \frac{FH^3}{24EI} \text{ o bien } F = \frac{24EI}{H^3} x \quad (10.7)$$

Con la rigidez $24EI/H^3$ y la masa concentrada m se puede calcular la frecuencia natural asociada al modelo de 1 grado de libertad. Utilizando flejes disponibles de 1/4x2 pulgadas (6,35 x 50,8 mm) en una longitud de 650 mm, y una masa m de 10 kg se obtiene una frecuencia natural de 7,05 Hz. De esta manera se obtiene un valor cercano a los 6,7 Hz evaluados para la rigidez inicial que aportarían los alambres de NiTi.

Reemplazando la ecuación **10.7** en la **10.6** se puede obtener la curva elástica adimensionalizada:

$$\frac{u}{x} = 3\left(\frac{y}{H}\right)^2 - 2\left(\frac{y}{H}\right)^3 \quad (10.8)$$

Estos cálculos se basan en que las tensiones y deformaciones se deben fundamentalmente a los momentos flectores, despreciándose el efecto de los esfuerzos de corte y normales, y que el comportamiento de las columnas se mantiene en el campo lineal elástico. Las tensiones máximas debido a un momento flector σ_{fmax} , a los esfuerzos de corte τ_{max} o a los normales σ_n valen:

$$\sigma_{fmax} = \frac{6M_o}{b \cdot t_h^2}, \tau_{max} = \frac{2M_o}{Hb \cdot t_h}, \sigma_n = \frac{2M_o}{Lb \cdot t_h} \quad (10.9),$$

donde b es el ancho y t_h es el espesor de la sección transversal de la columna. Para el fleje seleccionado, $b = 50,8 \text{ mm}$ y $t_h = 6,35 \text{ mm}$, por lo que se obtiene $\sigma_{fmax}/\tau_{max} = 307$ y $\sigma_{fmax}/\sigma_n = 236$, con lo que se justifica claramente la simplificación. En la **Figura 10.5** se muestra el croquis para la construcción de la estructura.

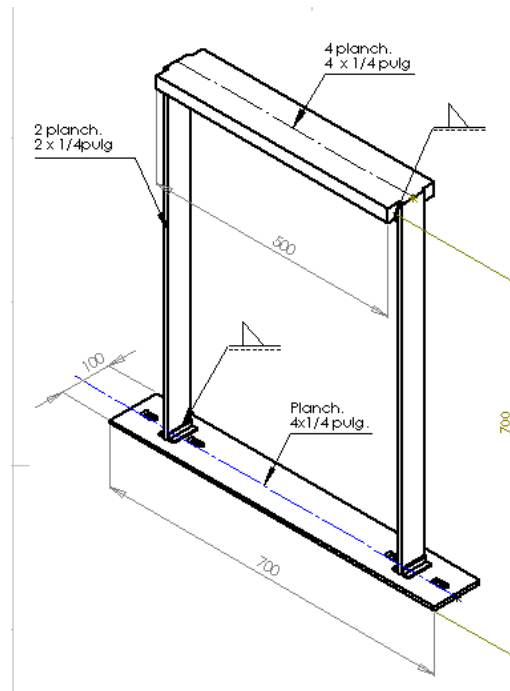


Figura 10.5. Croquis del pórtico propuesto.

Expresando σ_{fmax} en función de x a través de las ecuaciones **10.4**, **10.7** y **10.9** tenemos:

$$\sigma_{fmax} = x \cdot \frac{3Et_h}{H^2} \quad (10.10),$$

Utilizando esta expresión y un valor de $E=210 \text{ GPa}$ para un acero AISI 1010, se obtienen tensiones máximas de alrededor de 190 MPa para un desplazamiento de $x=20 \text{ mm}$ por lo que se espera que no ocurran deformaciones plásticas y mucho menos el colapso para los máximos desplazamientos esperados.

Los alambres de NiTi de $0,50 \text{ mm}$ de diámetro se disponen en un tramo de las diagonales, conectados en serie con varillas roscadas M5 que permiten ajustar la pretensión en los alambres diagonales de la **Figura 10.6** se muestra una fotografía del pórtico ya construido, con el detalle de los tensores.



Figura 10.6. Pórtico Construido. Detalle de los tensores para los alambres de NiTi.

Los modos de deformación de la estructura, básicamente un conjunto soldado, se estudiaron con un programa de elementos finitos (ANSYS Multiphysics, Versión 10.0). Se utilizó un modelo definido en un plano, con elementos BEAM3, que definen una viga unidimensional, a la que se le dan las dimensiones de los flejes utilizados en la construcción del pórtico. En la **Figura 10.7** se evalúan los primeros 5 modos naturales con sus frecuencias correspondientes. También se evaluaron los cambios en la dinámica al

introducir alambres con la rigidez elástica asociada al NiTi, supuesta en 40 GPa . Para esto se modelan los tensores con el elemento COMBINE14 atribuyéndole características de resorte lineal. Debido a que sólo en el primer modo se detectan desplazamientos de los nodos donde pivotean los tensores, se entiende que sólo la primera frecuencia natural se vea modificada de 6,65 a 10,88 Hz, mientras que las frecuencias correspondientes a los 4 siguientes modos no se ven prácticamente modificadas. La **Figura 10.8** permite observar esto en la forma de los modos del pórtico rigidizado.

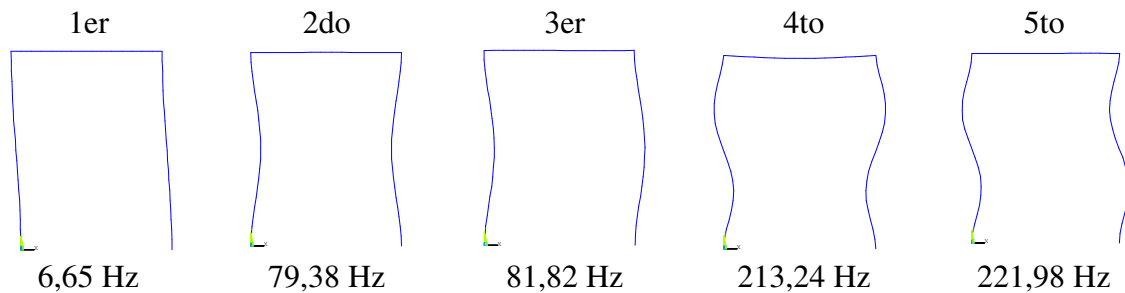


Figura 10.7. Primeros 5 modos naturales de la estructura sin tensores.

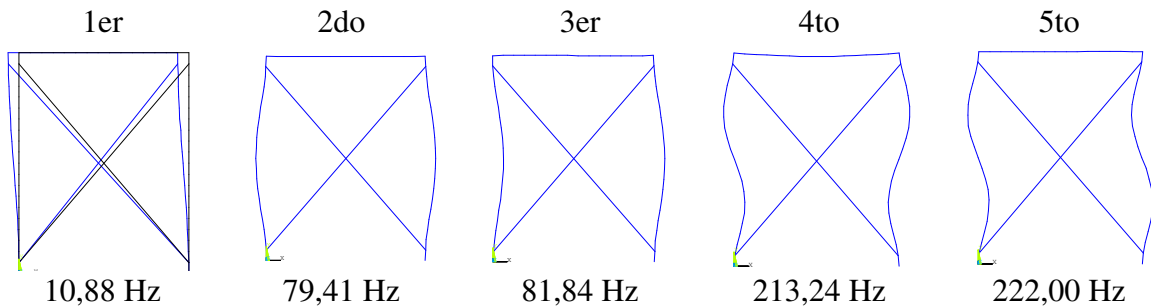


Figura 10.8. Primeros 5 modos naturales de la estructura con tensores.

La diferencia entre la primera y segunda frecuencia natural y el hecho de que la excitación del pórtico se impone sobre la base, justifican considerar la estructura como un sistema de 1 grado de libertad, siguiendo la dinámica del primer modo despreciando el movimiento de los modos superiores ante este modo de excitación.

10.3 Ensayos de respuesta dinámica

En esta sección se describen los ensayos de respuesta dinámica. Estos ensayos fueron realizados en dos mesas vibratorias. En primer lugar, se utilizó una mesa de mando electromagnético, en el laboratorio de vibraciones de la empresa INVAP SE, donde se

sometió a la estructura a distintos barridos de frecuencia. En una segunda serie de ensayos, se utilizó el sistema vibrante servohidráulico ubicado en el Instituto de Mecánica Estructural y Riesgo Sísmico (IMERIS) de la Universidad Nacional de Cuyo, donde se realizaron ensayos de repuesta mecánica a frecuencias fijas, barridos de caracterización, y respuestas a acelerogramas de sismos.

10.3.1 Funciones de Excitación Utilizadas

La excitación se realizó mediante la introducción de un desplazamiento en la base del pórtico, emulando un movimiento sísmico. Se utilizaron 4 tipos de funciones

a) Funciones armónicas:

$$x_b = A_{mp} \cdot \sin(2\pi ft) \quad (10.11)$$

manteniendo A_{mp} y f fijos.

b) Amplitud de desplazamiento modulada por frecuencias senoidales dependientes del tiempo $f=f(t)$:

$$x_b = A_{mp} \cdot \sin(\theta(t)) \quad (10.12),$$

donde para evaluar $\theta(t)$ se considera la integral:

$$\theta(t) = \int_0^t 2\pi f(t) dt \quad (10.13)$$

Se han utilizado 2 funciones $f(t)$. Una que equivale a un barrido lineal en frecuencias y otra de barrido logarítmico:

$$\begin{cases} f = f_o + v_f \cdot t \\ f = f_o 2^{v_f \cdot t} \end{cases} \quad (10.14)$$

c) Amplitud de aceleración modulada por frecuencias senoidales dependientes del tiempo:

$$x_b = A_{mp} \sin(\theta(t)) \quad (10.15)$$

en este caso se utilizaron sólo velocidades logarítmicas para la función $f(t)$.

d) Registro sísmico de “El Centro”. Se utilizó como excitación el acelerograma de la componente N-S de un sismo ocurrido en 1940 en las cercanías de la estación sísmica de El Centro, California. Se eligió este perfil porque tiene una intensidad espectral de las más grandes registradas durante el siglo XX. El acelerograma correspondiente se muestra en la **Figura 10.9**.

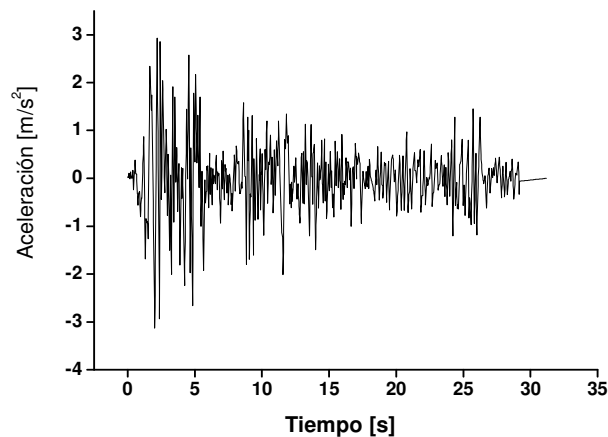


Figura 10.9. Registro de aceleraciones de la componente N-S del sismo de “El Centro”. mayo de 1940

10.3.2 Propiedades de las Aleaciones de NiTi Utilizadas

Tanto en los ensayos realizados en INVAP SE como en los realizados en el IMERIS, se utilizaron alambres superelásticos de $d = 0,5 \text{ mm}$ de diámetro y $L=150 \text{ mm}$. Como paso previo, se realizó un ciclado de entrenamiento de unos 100 ciclos a 1 mm/min en la máquina INSTRON, del CAB, para obtener un comportamiento estable. Un ciclo superelástico estable, a temperatura ambiente (22° C), obtenido bajo estas condiciones se muestra en la **Figura 10.10**. Bajo estas condiciones de ensayo, la rigidez presentada por el NiTi corresponde a unos $47,28 \text{ N/mm}$, lo que se corresponde con un módulo elástico E_{NiTi} de 36 GPa .

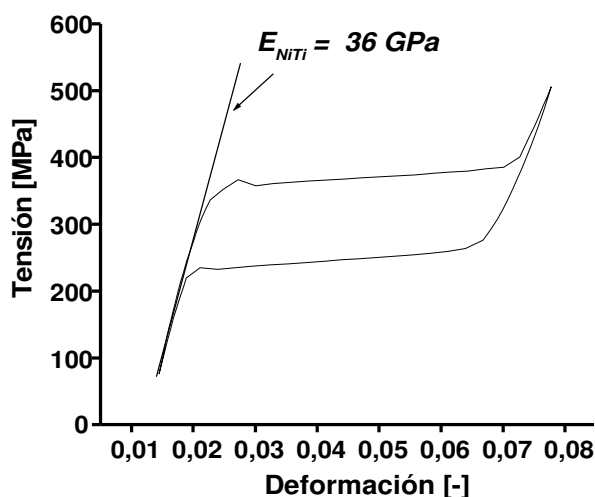


Figura 10.10 Ciclo superelástico estable de uno de los alambres de NiTi. $d=0,5 \text{ mm}$, $L= 150 \text{ mm}$. $V_{\text{elong}}=1 \text{ mm/min}$.

10.3.3 Ensayos en laboratorio de INVAP SE

10.3.3.1 Detalles Experimentales

Con la asistencia técnica del Ing. Darío Roulliez, de INVAP SE, se utilizó la mesa vibratoria del Laboratorio de Vibraciones, marca Unholtz-Dickie-S452. Se colocaron 5 acelerómetros en las posiciones indicadas en las **Figuras 10.11 y 10.12**. Los detalles se resumen en la **Tabla 10.I**. El sistema de control utiliza la señal del acelerómetro 1, y los resultados directamente generados por el software del sistema incluyen las aceleraciones pico en función del tiempo y de la frecuencia.

Tabla 10.I. Datos de los acelerómetros utilizados

Nro.	Marca-Modelo	Sensibilidad
1	Unholtz-Dickie 10BIOT	10,12 pC/g
2	Endevco 222bC	2,77 pC/g
3	Endevco 222bC	2,71 pC/g
4	Endevco 222bC	2,81 pC/g
5	Endevco 25a	4,1 mV/g
<p><i>pC/g</i>: PicoCoulomb por u. de aceleración g <i>mV/g</i>: milivolts por u. de aceleración g</p>		

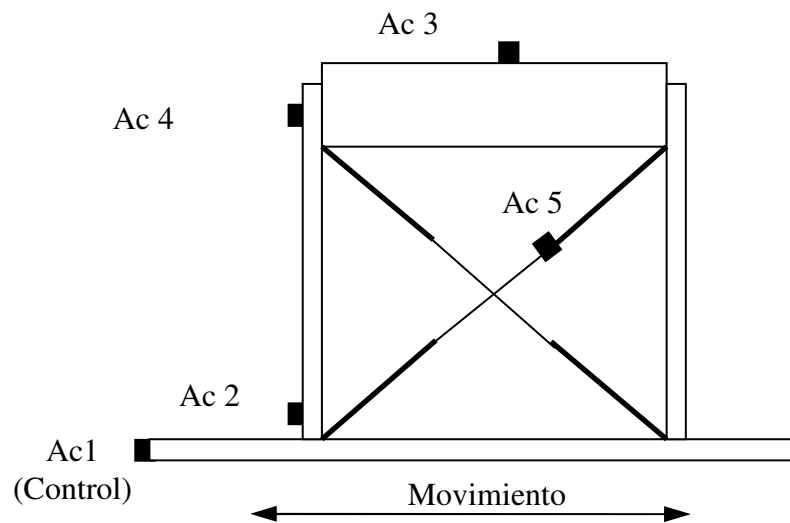


Figura 10.11 Esquema de la disposición de los acelerómetros sobre el pórtico.

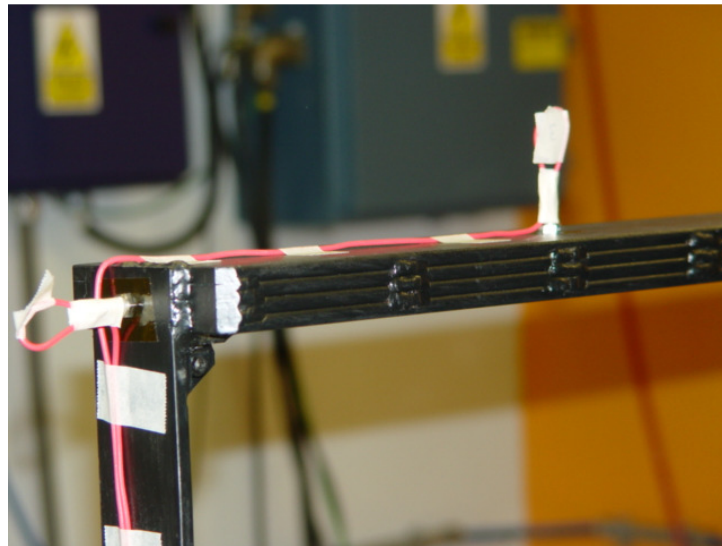


Figura 10.12. Detalle de la instrumentación de los acelerómetros sobre la estructura del pórtico.

10.3.3.2 Descripción Ensayos y Resultados

Se aplicaron a la mesa vibrante funciones senoidales variando la frecuencia logarítmicamente en el rango $2\text{-}25\text{ Hz}$ a una velocidad de $0,01\text{ dB/s}$ con barridos ascendentes y descendentes. Para los ensayos 1 y 10 (sin tensores de NiTi) se configuró una función senoidal con una amplitud de aceleración constante de $0,25\text{ g}$ (excitación del tipo *b*). En el resto de los ensayos se utilizaron funciones senoidales con amplitud de

desplazamiento de 0,25 y 0,5 mm, (excitación del tipo c). Debido a limitaciones por desperfectos técnicos, los ensayos 6 y 9 se ejecutaron con una excitación con amplitud de desplazamiento 0,05 mm.

Sobre cada ensayo se reporta frecuencia de resonancia principal, y la máxima amplitud de desplazamiento dados por el acelerómetro número 4. Los resultados se resumen en la **Tabla 10.II**. La columna f_r se refiere a la frecuencia para la cual se registró el máximo de amplitud. Esta frecuencia no necesariamente coincide con la resonancia del sistema. Más aún, al tratarse de un sistema no lineal, no sería del todo adecuado referirse a la misma como frecuencia de resonancia. En la **Figura 10.13** se muestra la respuesta dinámica del pórtico sin sensores, correspondiente al ensayo número 10. La curva gruesa es el desplazamiento pico-pico correspondiente al acelerómetro 1 (de control). En la **Figura 10.14** se muestran las respuestas dinámicas de los ensayos 2, 3, 4 y 5 realizados con control sobre la amplitud de desplazamiento, donde se observa el efecto del pretensado. Los ensayos 7 y 8 aparecen en la **Figura 10.15** junto a los ensayos 3 y 4. De la comparación de las respuestas se puede ver el efecto de duplicar la amplitud de la excitación; los máximos están en relación mayor que 2, y hay un corrimiento de la frecuencia de estos.

Tabla 10.II. Detalle de ensayos y resultados INVAP SE

Ensayo	Pretensado	Rango [Hz]	Amp. excitación	f_r [Hz]	x_{\max} [mm]
1	Sin sensores	2-25	0,25 g	7,48	37,5
2	0 mm	25-2	0,25 mm	8,02	6,6
3	1 mm	25-2	0,25 mm	8,46	5,4
4	3 mm	25-2	0,25 mm	8,38	3,6
5	4.5 mm	25-2	0,25 mm	8,36	4,2
6	3 mm	6-25	0,05 mm	9,51	0,87
7	3 mm	25-2	0,5 mm	7,89	12,8
8	1 mm	25-2	0,5 mm	7,64	16,1
9	1 mm	6-25	0,05 mm	9,95	1,0
10	Sin sensores	25-2	0,25 g	6,86	43,0

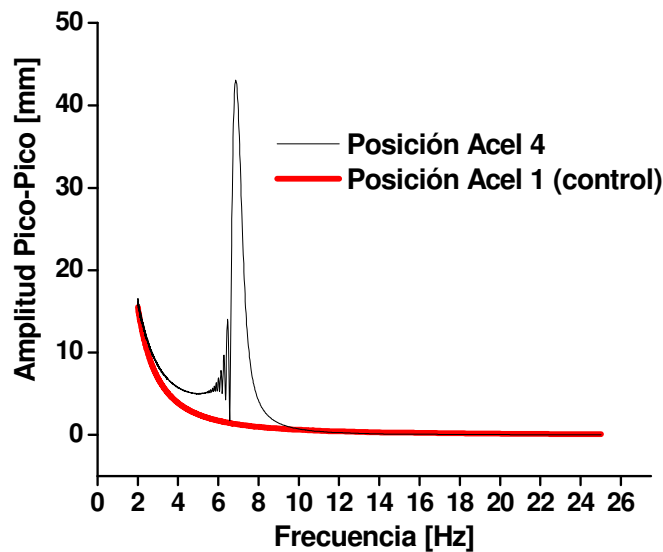


Figura 10.13. Amplitud pico-pico en función de la frecuencia en ensayo número 10.

10.3.3.3 Análisis Ensayos INVAP SE

La incorporación de sensores modifica las amplitudes y la frecuencia f_r del sistema. Los ensayos 2, 3, 4 y 5 sugieren que existe un nivel de pretensado óptimo. La mitigación en las oscilaciones no se puede analizar directamente, porque los ensayos sin sensores se realizaron con control de aceleración mientras que los ensayos con sensores fueron hechos con control de desplazamiento. Sin embargo, en la frecuencia f_r de los ensayos sin sensores 1 y 10, las amplitudes de excitación calculadas dan 1,1 y 1,3 mm respectivamente lo que equivale a excitaciones mayores a las utilizadas en el resto de los ensayos. Si se estima la amplitud máxima para los ensayos 1 y 10 utilizando una extrapolación lineal para excitaciones de 0,5 mm se obtendrían 17,0 y 17,7 mm de amplitud, respectivamente. Esto implicaría que no se produce una importante mitigación en las amplitudes máximas alcanzadas. Esta estimación no debe tomarse como definitiva ya que existen varios aspectos que alejarían los resultados de este análisis lineal. En primer lugar, teniendo en cuenta que se utiliza un barrido continuo en frecuencias y debido a los efectos inerciales, en los ensayos no se alcanzan estados estacionarios para cada frecuencia. Una estructura con estas características inerciales provoca que la respuesta del sistema en un cierto instante, cuando el sistema se excita con una cierta frecuencia, esté afectada por la energía ingresada al sistema anteriormente. Por lo tanto, no se puede evaluar la amplitud en función de las frecuencias como es común hacerlo con osciladores lineales y no lineales.

Una consecuencia de esto es que aún en el sistema sin tensores, se obtuvieron frecuencias f_r diferentes para los barridos ascendentes y descendentes. Este efecto inercial sumado a las características no lineales de los elementos superelásticos aumenta la complejidad del análisis. La posibilidad de realizar ensayos estacionarios (a una frecuencia fija) o barridos a menor velocidad brindaría claridad en lo que respecta a la mitigación de las oscilaciones. Por este motivo se planificó una segunda serie de ensayos en las facilidades del IMERIS, en Mendoza, donde se pudieron evaluar estos y otros aspectos, presentados a continuación.

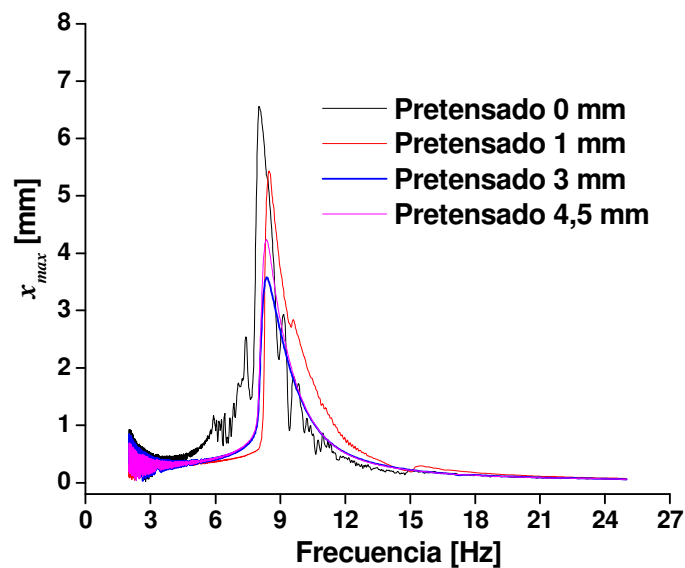


Figura 10.14. Respuesta dinámica de ensayos 2, 3, 4 y 5 excitados con una amplitud de 0,25 mm.

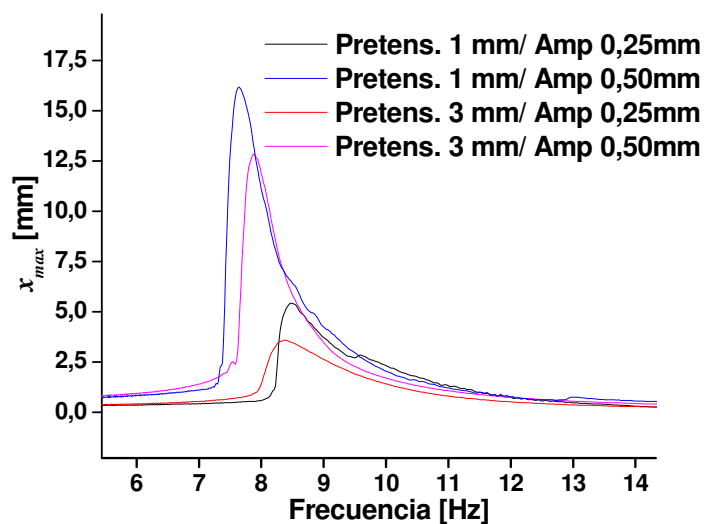


Figura 10.15 Comparación entre ensayos 3, 4, 7 y 8.

10.3.4 Ensayos en el IMERIS

10.3.4.1 Detalles Experimentales

Se realizaron pruebas de respuesta dinámica en el Instituto de Mecánica Estructural y Riesgo Sísmico de la Universidad Nacional de Cuyo (IMERIS), en el marco del programa conjunto “Sistemas y Metodologías Innovadoras para Reducir la Vulnerabilidad Sísmica en Estructuras”. De los ensayos participaron el Dr. Oscar Curadelli y el Dr. Daniel Ambrossini del área de Dinámica Experimental del IMERIS. El equipo utilizado fue la plataforma de movimiento Moog de la serie 6DOF2000E, que mediante la acción de 6 cilindros hidráulicos es capaz de posicionarse con 6 grados de libertad.

Se montó el pórtico sobre la mesa, sin los sensores, y se instrumentó con 3 acelerómetros ENDEVCO y un LVDT HBM, tal como muestra el esquema de la **Figura 10.16**. EL LVDT tiene un desplazamiento máximo de 10 mm , por lo que se adaptó un brazo en una posición inferior, a una altura $y = 240\text{ mm}$. El desplazamiento definido como la posición x en la **Figura 10.1** se evalúa a partir de la curva elástica de la columna deformada (ecuación 10.5), resultando aproximadamente 3 veces la señal del LVDT. En la **Figura 10.17** se han incluido imágenes de la mesa vibratoria con el pórtico ya montado e instrumentado.

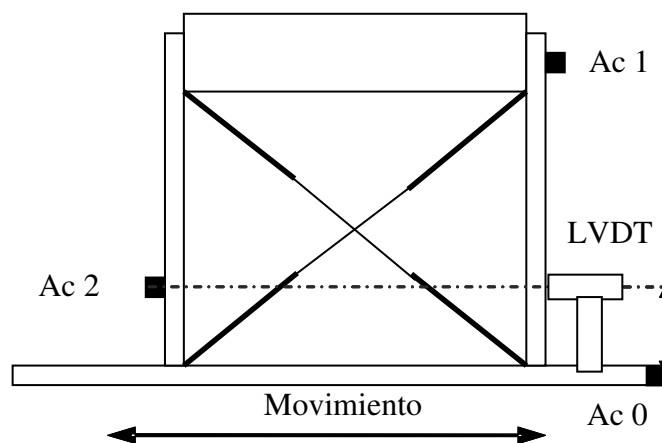


Figura 10.16 Esquema de la instrumentación del pórtico con el LVDT y los 3 acelerómetros.

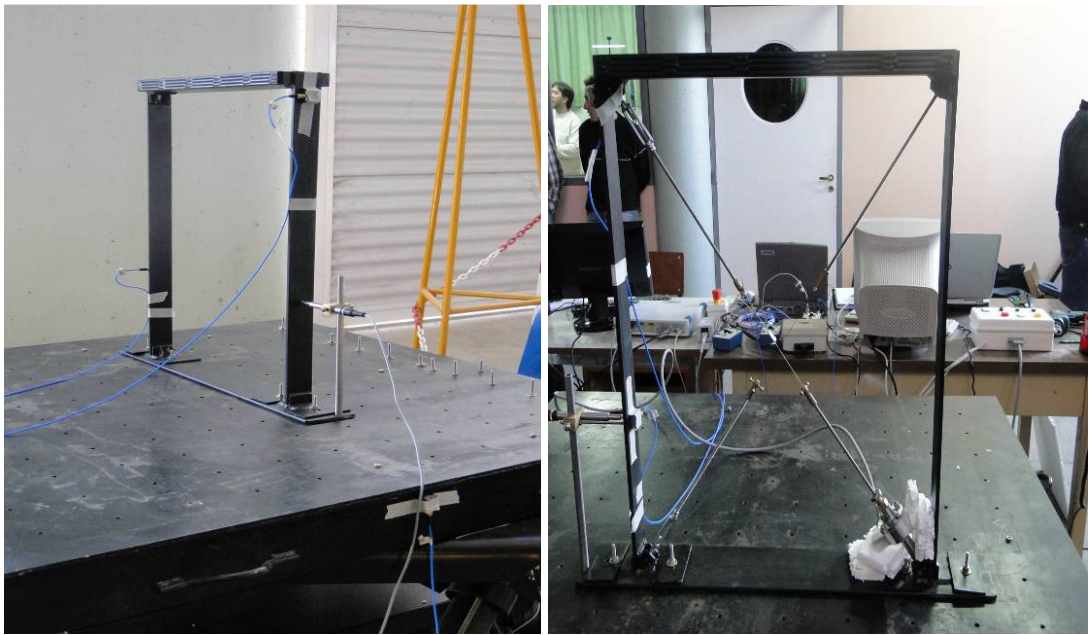


Figura 10.17 Imágenes de la mesa vibratoria en el laboratorio del IMERIS en Mendoza, con el pórtico ya montado e instrumentado.

10.3.4.2 Descripción Ensayos y Resultados

Utilizando una perturbación inicial de pequeña amplitud se caracterizó la respuesta de la estructura a las vibraciones libres. En la **Figura 10.18** se muestra la señal correspondiente del LVDT. De aquí se extraen las siguientes propiedades del pórtico:

1er Frecuencia Natural: $7,19 \text{ Hz}$

Amortiguamiento: $C = 1,33E-3 \cdot C_{crit}$

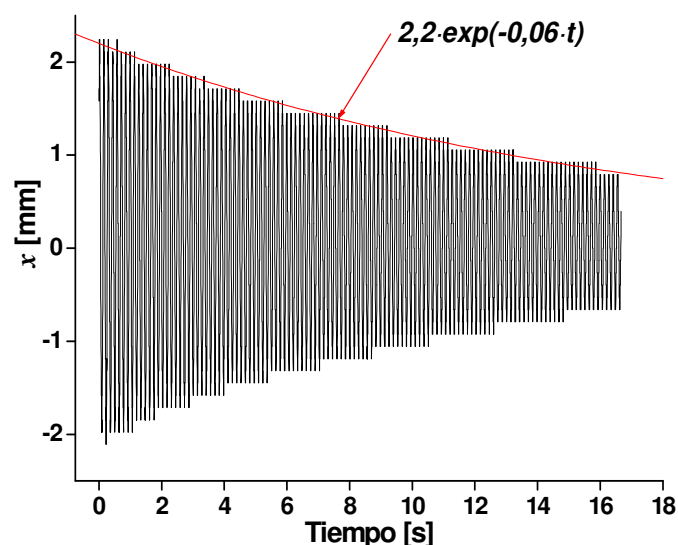


Figura 10.18. Oscilaciones libres amortiguadas.

De las pruebas realizadas en INVAP SE descriptas en la sección anterior, el ensayo 1 entregaba un máximo en 7,48 Hz y el ensayo 10 en 6,86 Hz. Estas diferencias pueden deberse a que los resultados reportados para los ensayos en INVAP SE corresponden a los ensayos de barrido en frecuencia (no estacionarios). A continuación se realizaron distintos ensayos, resumidos en la **Tabla 10.III**. La letra correspondiente a la excitación indica el tipo de función utilizada y definidas en **10.3.1**. En los ensayos del tipo *c*, consistentes en barridos de frecuencia con amplitud de desplazamiento fija, se varió la frecuencia según una rampa lineal de 2 a 12 Hz en 50 s y luego de 12 a 2 Hz en otros 50 s, utilizando amplitudes de desplazamiento de 0,5 y 1 mm. Para los ensayos armónicos, del tipo *a*, se aplicó a la mesa un movimiento senoidal durante 50 s, a frecuencias fijas, usando amplitudes de desplazamiento de 0,5, 1 y 2,5 mm.

En la **Figura 10.19** se incluyen los resultados de los ensayos 1 al 5. Se muestra la respuesta de la coordenada x , evaluada a partir de la señal del LVDT en función del tiempo. Se observa que, al incorporar los alambres se reduce aproximadamente 3 veces la amplitud de las oscilaciones. Por otro lado, las frecuencias f_r que se registran en cada ensayo parecen disminuir con el pretensado. Las respuestas correspondientes a los pretensados de 4 y 6 mm prácticamente no muestran diferencias.

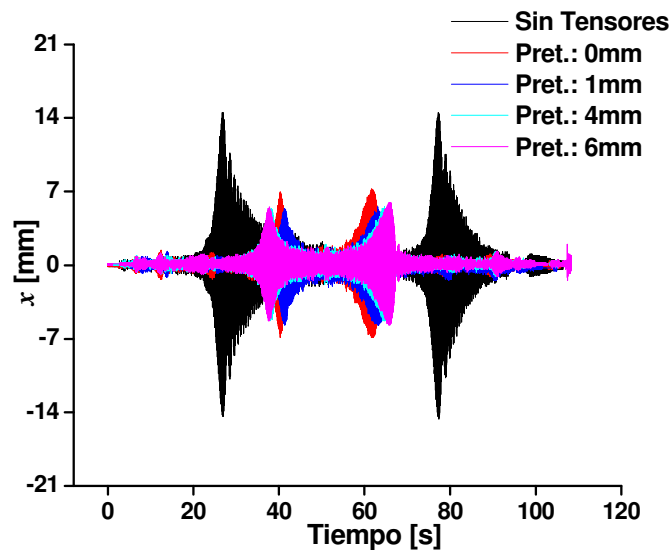
En la **Figura 10.20** se comparan 2 respuestas correspondientes a los ensayos 5 y 6 con amplitudes de excitación de 0,5 y 1 mm, para un pretensado de 6 mm. Se observa, además de un incremento en los desplazamientos, un corrimiento de las f_r hacia frecuencias mas bajas cuando se incrementa la amplitud.

Tabla 10.III Detalles de los ensayos realizados en IMERIS-UNCuyo

Nro.	Pretensado [mm]	Exc.	Amp. [mm]	$f_{exc.}$ [Hz]	x_{max} [mm]	f_r [Hz]
1	sin sensores	<i>b</i>	0,5	2-12/12-2	14,50-14,50	7,30-7,20
2	0	<i>b</i>	0,5	2-12/12-2	7,00-7,25	10,10-9,61
3	1	<i>b</i>	0,5	2-12/12-2	5,40-5,50	10,26-9,38
4	4	<i>b</i>	0,5	2-12/12-2	5,04-5,50	9,58-9,03
5	6	<i>b</i>	0,5	2-12/12-2	5,50-5,90	9,57-8,80
6	6	<i>b</i>	1	2-12/12-2	11,34-12,13	8,71-8,30
7	6	<i>a</i>	0,5	7,1	1,00	-

Tabla 10.III (cont.) Detalles de los ensayos realizados en IMERIS-UNCuyo

8	6	<i>a</i>	0,5	10	4,27	-
9	1	<i>a</i>	0,5	10	4,22	-
10	1	<i>a</i>	1	10	9,23	-
11	1	<i>a</i>	2,5	10	21,80	-
12	sin sensores	<i>a</i>	0,5	7,1	17,65	-
13	sin sensores	<i>a</i>	1	10	4,88	-
14	sin sensores	<i>d</i>	El Centro	-	14,50	-
15	4	<i>d</i>	El Centro	-	4,35	-
16	6	<i>d</i>	El Centro	-	6,16	-

**Figura 10.19** Barridos de frecuencia con amplitud 0,5 mm para varios pretensados.

Una vez exploradas las características estructurales del pórtico se realizaron ensayos con desplazamientos senoidales con frecuencias cercanas para las cuales se registraron los mayores desplazamientos en los barridos. De esta manera se pudo verificar la eficiencia de los alambres de NiTi en la mitigación de las oscilaciones. En la **Figura 10.21a** se grafican los registros $x(t)$ correspondientes a los ensayos 7, 9 y 10. La curva negra corresponde a la respuesta del pórtico sin sensores a 7,1 Hz, alcanzando desplazamientos de unos 14,5 mm. La curva roja corresponde a la respuesta a una excitación a 10 Hz y 1 mm de amplitud con sensores alcanzando amplitudes de 4,27 mm, reduciéndose a 1/3 la amplitud respecto al pórtico sin sensores. Utilizando una amplitud de excitación de 2 mm se obtiene la respuesta

de la curva azul con amplitud máxima de $9,23 \text{ mm}$, aún por debajo de los valores obtenidos con el pórtico sin sensores. En la **Figura 10.21b** se reproducen los instantes iniciales, con mejor detalle.

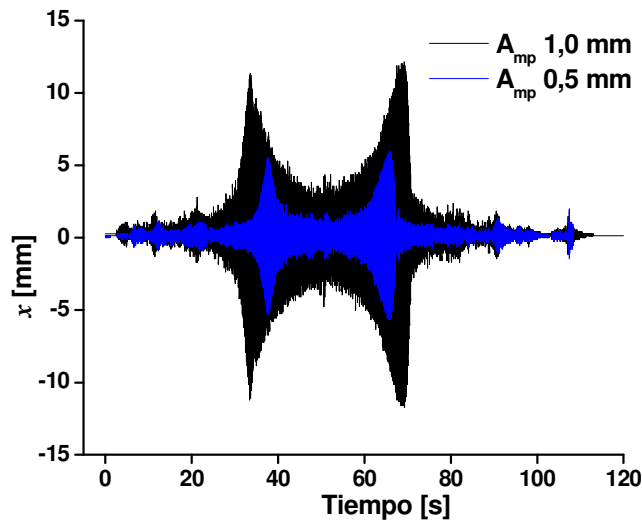


Figura 10.20 Comparación entre barridos con diferente amplitud. Pretensado: 6 mm .

Las respuestas de los ensayos para los cuales se utilizó el registro del sismo de “El Centro” se reportan en las **Figura 10.22a y b**. Si bien, el registro tiene su mayor intensidad para rangos de frecuencias menores a los $7,1 \text{ Hz}$, se alcanzan desplazamientos importantes en el caso del pórtico sin sensores, que son mitigados con la introducción de los sensores de NiTi. Las respuestas obtenidas con pretensados de $4 \text{ y } 6 \text{ mm}$ no exhiben diferencias importantes.

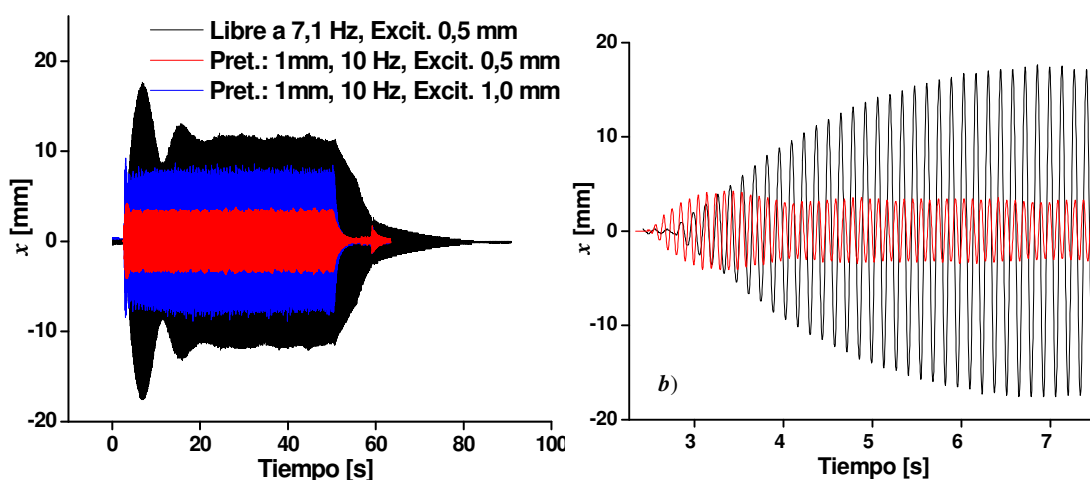


Figura 10.21 a) Respuestas $x(t)$ del pórtico correspondientes a los ensayos 9, 10 y 12, para configuraciones con y sin sensores, y con excitaciones de $0,5 \text{ y } 1 \text{ mm}$ de amplitud en frecuencias cercanas a la resonancia. **b)** Primeros segundos, ensayos 9 y 12.

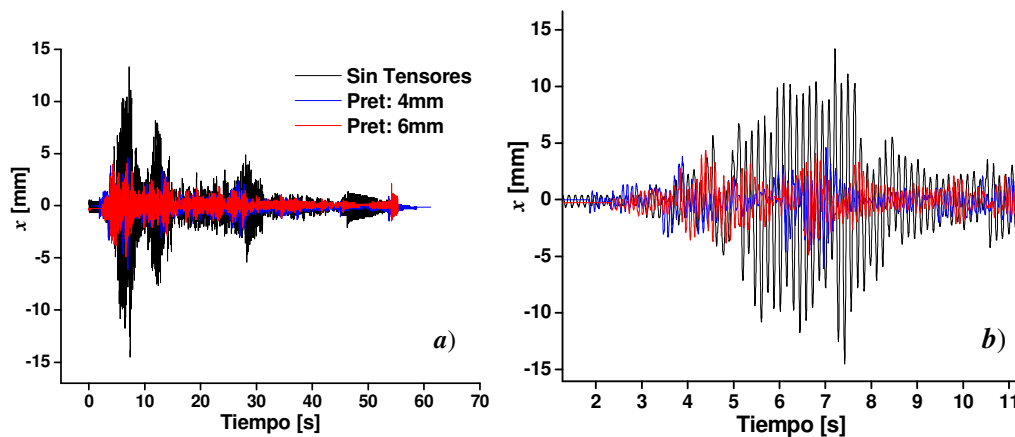


Figura 10.22. *a)* Respuestas a acelerogramas de El Centro en ensayos 14, 15 y 16, *b)* Detalle de los primeros segundos.

La efectividad del NiTi podría evaluarse a partir de la reducción del desplazamiento x registrado en los diferentes ensayos. Esta reducción se relaciona con los esfuerzos que se generan en los miembros elásticos de las estructuras. Otro tipo de esfuerzos son los vinculados a las fuerzas inerciales, que ocasionarían daños en miembros frágiles, uniones de acero y mampostería, etc. Para evaluar el efecto del NiTi en este tipo de esfuerzos en la **Figura 10.23** se comparan también las aceleraciones registradas en los mismos ensayos.

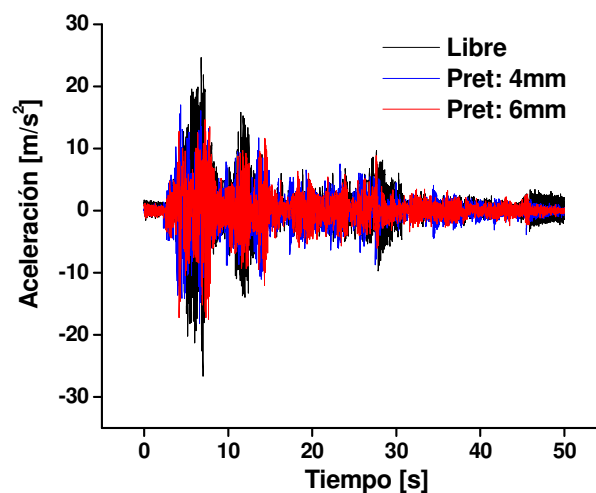


Figura 10.23 Aceleraciones registradas en ensayos 14, 15 y 16.

La introducción de los alambres de NiTi logra disminuir el pico de aceleraciones, pero de manera no tan marcada como en el caso de los desplazamientos. Los desplazamientos, las aceleraciones, o bien una combinación de estos pueden conformar la

función objetivo, a minimizar con el sistema amortiguador. Esta función depende del tipo de estructura y de análisis que se esté llevando a cabo.

Con el fin de verificar que efectivamente los alambres de NiTi trabajan en el rango superelástico se introdujo una celda de carga HBM de 500 N como se ilustra en la **Figura 10.24**.

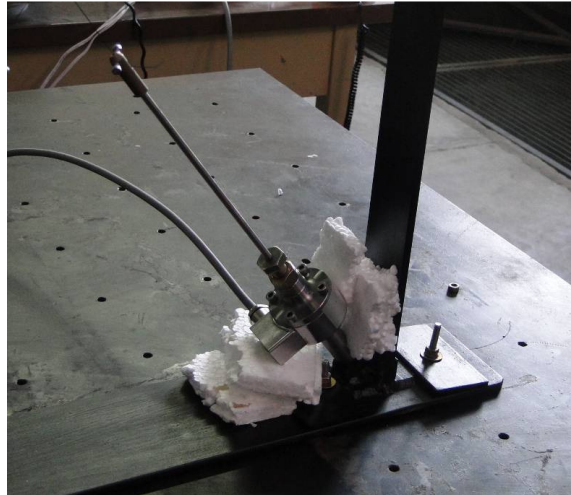


Figura 10.24. Celda de Carga introducida a lo largo de una diagonal.

La posibilidad de contar con la Fuerza F que ejerce uno de los sensores de NiTi, combinada con la elongación de la diagonal ΔD , que se atribuye a la elongación del sensor de NiTi ΔL , permiten obtener curvas $F-\Delta L$ que describen la deformación del alambre de NiTi. En la **Figura 10.25** se han incluido trayectorias $F-\Delta L$ registradas en los ensayos 8, 10 y 11, en los lapsos que involucran mayores desplazamientos. Se puede apreciar claramente que los alambres trabajan en el rango superelástico, con la histéresis correspondiente. De todas formas, tanto en la evaluación de la elongación como en la de las fuerzas existen incertezas que impiden la posibilidad de realizar un análisis cuantitativo preciso sobre estas curvas

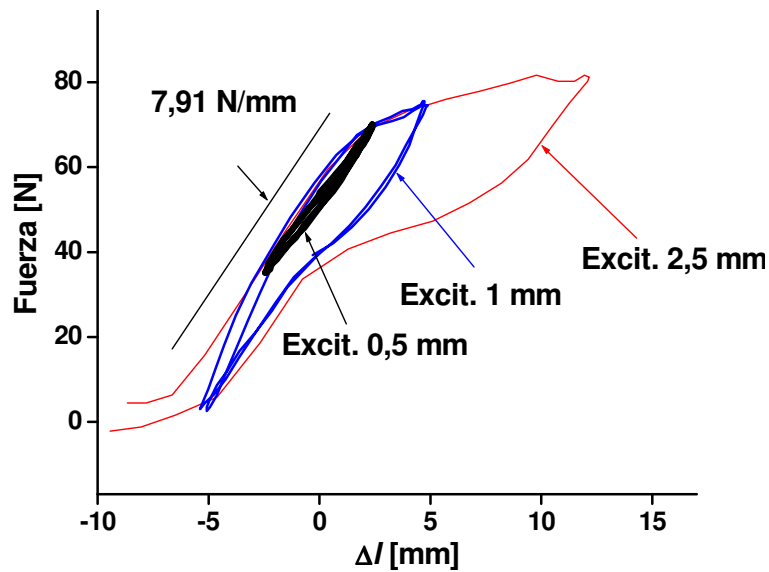


Figura 10.25. Curvas $F-\Delta L$ registradas sobre un tensor diagonal en los ensayos 8, 10 y 11.

También se debe tener en cuenta que el movimiento de las diagonales resulta más complejo que la deformación unidimensional, absorbida por el NiTi, existiendo oscilaciones en el plano del pórtico. Estas oscilaciones además generan error en la señal de la fuerza, debido a que la celda también sufre aceleraciones. Los registros de la fuerza permiten verificar la deformación de los alambres en el rango superelástico, pero no resultan aptos para evaluar por ejemplo, la energía disipada por la histéresis de los alambres.

10.3.4.3 Análisis de Ensayos Realizados en el IMERIS

Con esta serie de ensayos se pudo apreciar la mitigación en la amplitud de las oscilaciones mediante el uso de alambres de NiTi para cada una de las funciones de excitación. Los barridos permiten identificar las frecuencias para las cuales los desplazamientos se incrementan apreciablemente. Luego, con estas frecuencias en los ensayos armónicos, se observó cómo en las situaciones de mayor demanda, el NiTi logra reducir los desplazamientos. No obstante, debe tenerse en cuenta que las frecuencias identificadas en los barridos pueden no ser exactamente las que provoquen mayores desplazamientos en ensayos armónicos debido a los efectos inerciales debido a variación de la frecuencia.

Las curvas $F-\Delta L$, que exhiben histéresis verifican el rol de la superelasticidad en el amortiguamiento. Como se mencionó anteriormente, las incertezas en la obtención de estas curvas impiden la estimación cuantitativa de la energía disipada por la deformación superelástica de los alambres, por lo que a continuación se evalúa este aspecto con un análisis alternativo. El sistema alcanza el estado estacionario cuando el trabajo mecánico que ingresa al sistema en un ciclo W_{in} equivale a la energía disipada por los diferentes mecanismos actuantes W_{dis} y W_{his} :

$$W_{in} = W_{dis} + W_{his} \quad (10.16)$$

Supongamos que el sistema ha alcanzado dicho estado, y la masa m oscila a la frecuencia de excitación f retrasado una fase ϕ , con un desplazamiento máximo x_{max} de manera simétrica:

$$x = x_{max} \cdot \sin(2\pi ft + \phi) \quad (10.17)$$

La masa está sometida a la fuerza de inercia exterior F_{ext} :

$$F_{ext}(t) = m \cdot x_b \cdot 4\pi^2 f^2 \sin(2\pi ft) \quad (10.18)$$

Bajo estas condiciones, el trabajo realizado por esta fuerza en un ciclo de oscilación se calcula de la siguiente manera:

$$W_{in} = \oint F_{ext} \cdot dx = \int_0^T m \cdot x_b \cdot x_{max} \cdot 8\pi^3 f^3 \cdot \sin(2\pi ft) \cos(2\pi ft + \phi) dt \quad (10.19)$$

Que resulta en:

$$W_{in} = m \cdot x_b \cdot x_{max} \cdot 4\pi^3 f^2 \sin \phi \quad (10.20)$$

Parte de esta energía es disipada por la histéresis superelástica, pero como se observó experimentalmente, también existen otros mecanismos de disipación que se modelan como amortiguamiento viscoso. La energía disipada por amortiguamiento viscoso equivale a:

$$W_{dis} = \int c \cdot \dot{x} \cdot dx = c \int_0^T \dot{x} \cdot \dot{x} \cdot dt = c \cdot x_{\max}^2 4\pi^2 f^2 \int_0^T \sin^2(2\pi ft - \phi) \cdot dt \quad (10.21)$$

Integrando:

$$W_{dis} = 2cf\pi^2 x_{\max}^2 \quad (10.22)$$

Para evaluar estas expresiones es necesario estimar de los experimentos un valor de la fase ϕ , que, como se ve en la ecuación **10.20** resulta determinante sobre el valor de W_{in} . Para esto trabajamos con las señales de los acelerómetros, que tienen la misma base de tiempo. El acelerómetro 0 corresponde al acelerómetro fijo a la mesa, mientras que el acelerómetro 1 corresponde al acelerómetro montado sobre la masa móvil. En la **Figura 10.26a** se incluyen las aceleraciones del ensayo número 11. Debido a que las señales presentan ruido, se trabaja sobre las señales filtradas en la banda 9-11 Hz (**Figura 10.26b**). Un tratamiento con transformadas rápidas de Fourier (FFT) de estas señales filtradas permite determinar la frecuencia f pero no es posible evaluar la diferencia de fases ϕ . Por lo tanto se determina la diferencia de fases ϕ ajustando curvas senoidales sobre las señales filtradas. La **Figura 10.27** ilustra el ejemplo del ensayo 11, donde las líneas continuas corresponden al ajuste. Entonces, una vez estimado ϕ , se pueden evaluar W_{in} , W_{dis} y la diferencia W_{his} , que se atribuye a la energía disipada por histéresis superelástica. En la **Tabla 10.IV** se resumen los valores calculados para los ensayos armónicos 9, 10, 11.

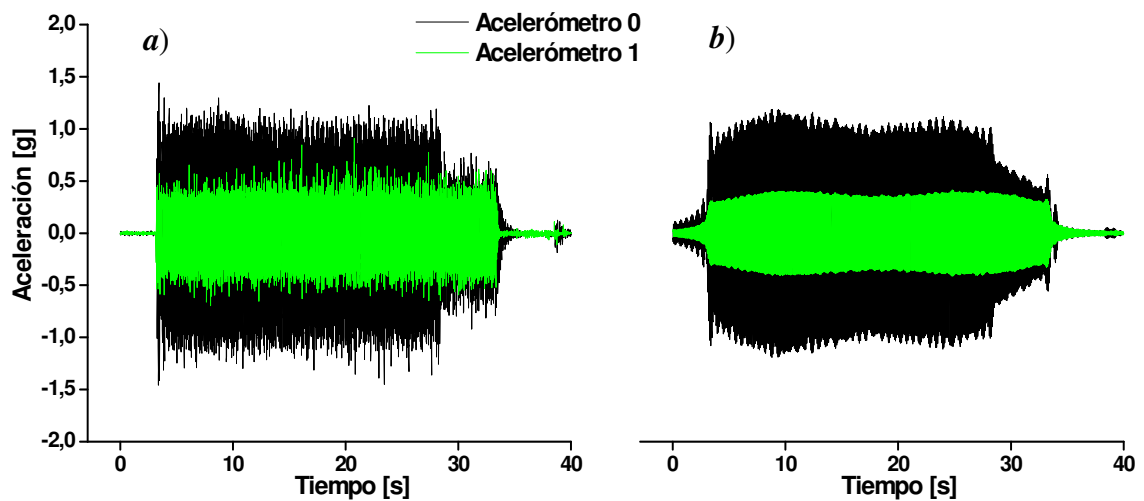


Figura 10.26 *a)* Registro acelerómetros 0 y 1 en ensayo número 11. *b)* Señales filtradas para frecuencias menores a 11 Hz y mayores a 9 Hz.

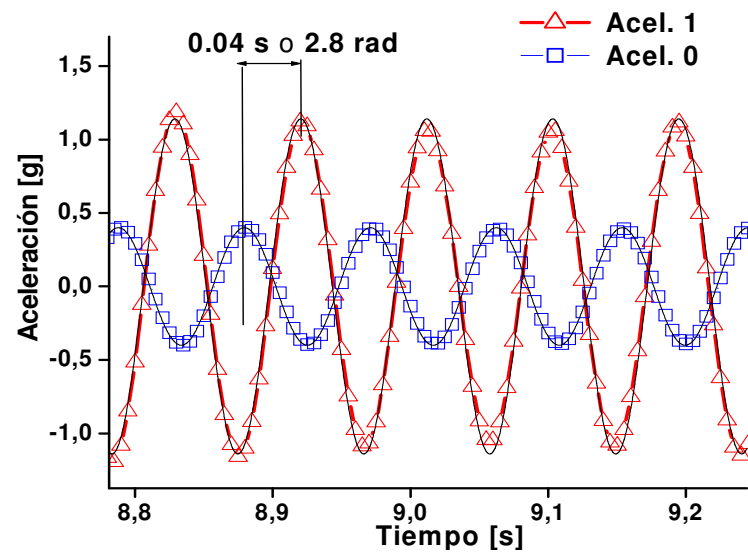


Figura 10.27 Ajuste de aceleraciones con funciones senoidales.

Tabla 10.IV Evaluación energética sobre ensayos armónicos

Test	x_b [mm]	x_{max} [mm]	ϕ [rad.]	W_{in} [J]	W_{dis} [J]	W_{his} [J]	$2 \cdot Hist.$ [J]
9	0,5	4,27	3,4	0,006	0,004	0,002	0,020
10	1	9,23	3,7	0,610	0,165	0,445	0,190
11	2,5	21,8	2,8	2,200	0,923	1,277	0,740

Los valores de W_{his} calculados de esta manera para los ensayos 10 y 11 son aproximadamente el doble de los que se miden en las curvas de histéresis de la **Figura 10.25**. En el ensayo 9, W_{his} es alrededor de un orden de magnitud inferior que la histéresis experimental. A pesar de las diferencias, vale aclarar que, tanto en la elaboración de las curvas $F-\Delta L$ como en la estimación del valor de ϕ , existen incertezas de diversos orígenes. En particular, una incerteza en la fase ϕ correspondiente a la oscilación en estado estacionario, puede generar un error apreciable en W_{in} debido a que $\delta \sin(\phi)/\sin(\phi)$ es $\tan^{-1}(\phi)\delta\phi$. En la **Figura 10.28** se grafica W_{his} con el error debido a un $\delta\phi$ de 0,05 radianes junto con la evaluación de la energía de histéresis de la **Figura 10.25**. También se ha incluido una serie de puntos, correspondientes a pequeñas amplitudes, evaluados con los ensayos reportados en la **Figura 4.17** del **Capítulo 4** medidos en la máquina INSTRON. La línea que extrapola estos datos, indica una razonable aproximación.

Finalmente, comparando con los ensayos realizados en las facilidades de INVAP SE, se pueden apreciar diferencias importantes entre las amplitudes de desplazamiento registradas para las mismas amplitudes de excitación. En el siguiente capítulo se aborda este problema, utilizando simulaciones numéricas para evaluar el efecto de las funciones de los barridos en las diferentes respuestas mecánicas.

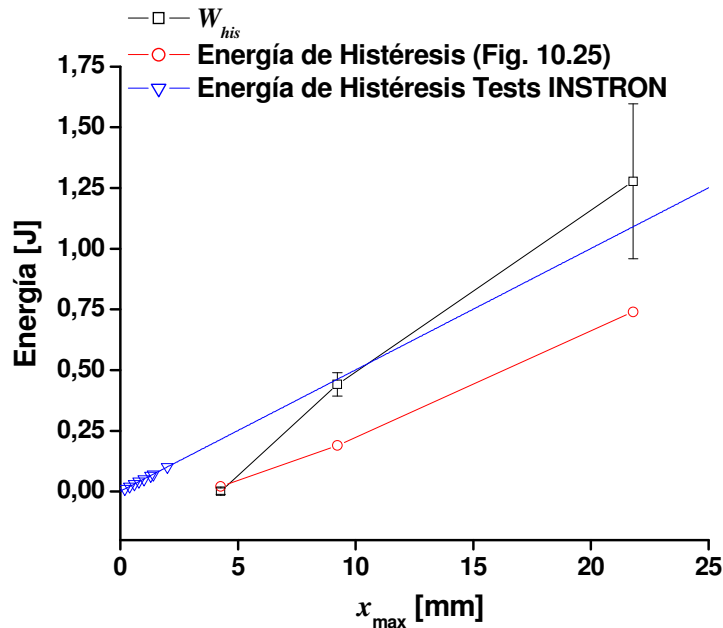


Figura 10.28 Estimaciones de la energía de histéresis W_{his} comparadas con la histéresis evaluada en la **Figura 10.25**

10.4 Conclusiones del Capítulo

Los resultados de este capítulo son importantes para los objetivos del trabajo, ya que se pudieron evaluar experimentalmente las curvas de respuesta dinámica y se pudo verificar la capacidad de los alambres de NiTi para mitigar la amplitud de las oscilaciones en diferentes situaciones.

En los ensayos de caracterización, donde la frecuencia variaba a diferentes tasas, aparecen algunos efectos transitorios asociados a esta variación de la frecuencia. Por ejemplo, diferencias entre las f_r registradas en barridos ascendentes y descendentes y las diferentes amplitudes registradas en los barridos de INVAP SE y en el IMERIS.

Una pregunta válida podría ser si el efecto de mitigación no se obtiene en realidad porque se rigidiza la estructura, lo cual podría conseguirse simplemente mediante la introducción de tensores similares fabricados con materiales convencionales. Esta pregunta, fue respondida parcialmente en el plano experimental, ya que las curvas $F-\Delta L$ muestran claramente la existencia de disipación debido a los efectos de la histéresis mecánica. En el siguiente capítulo presentamos simulaciones numéricas complementarias que permitirán clarificar de mejor manera estos aspectos.

11 Evaluación Numérica de Ensayos sobre el Pórtico Flexible

11.1 Introducción

Utilizando el modelo de un grado de libertad de la estructura estudiada en el **Capítulo 10**, para la cual se suponen propiedades elásticas, inerciales y de amortiguamiento viscoso concentradas en parámetros de rigidez $K=20000 \text{ N/m}$, masa $m=10 \text{ kg}$ y coeficiente de amortiguamiento $C=0,0011 \cdot C_{crit}$, respectivamente, se realizaron simulaciones numéricas de los ensayo. El efecto del agregado de los alambres de NiTi fue incorporado en el modelo a través del comportamiento superelástico representado en la **Figura 11.1**. A los fines de los objetivos del presente capítulo se considera adecuado suponen una respuesta independiente de la velocidad o frecuencia de oscilación. Entonces, al modelo de un grado de libertad se incorporan dos elementos de NiTi que toman la deformación de las diagonales. Este estudio complementario se realizó con el fin de analizar diversos aspectos observados en las curvas experimentales mencionados en las conclusiones del **Capítulo 10**, tanto en los ensayos realizados en las facilidades de INVAP SE como en las del IMERIS.

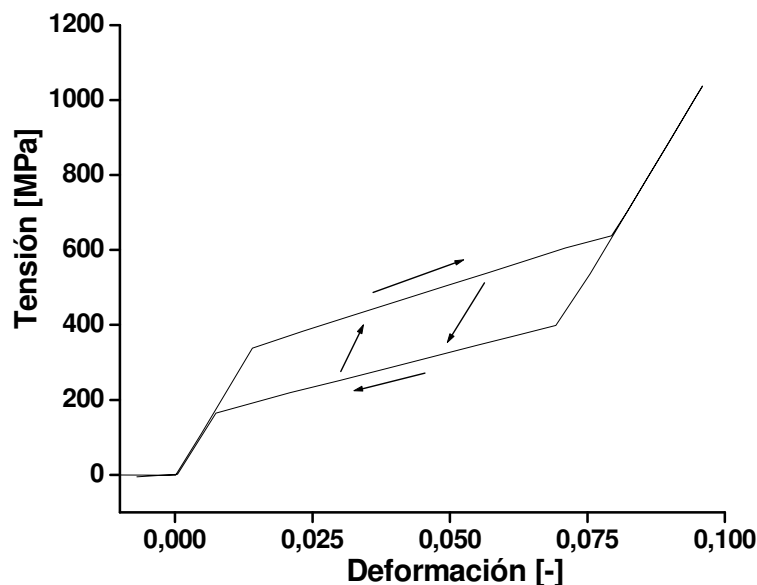


Figura 11.1 Ciclo σ - ϵ para el comportamiento superelástico de los alambres de NiTi modelados en las simulaciones

11.2 Método Numérico

En primer lugar se calcula en cada paso de tiempo la aceleración a la que está sometida la masa. Esta aceleración será función de la posición x y del signo de la velocidad $sg(\dot{x})$.

$$\ddot{x} = f(x, \dot{x}) \quad (11.1)$$

El tratamiento de la no linealidad introducida por la histéresis representada en la **Figura 11.1** se realiza suponiendo que el comportamiento superelástico puede definirse utilizando ramas lineales a trozos. Esta particularidad permite el tratamiento analítico cuando las funciones de excitación son armónicas como se vio en el **Capítulo 3**. Sin embargo, es inevitable recurrir a la integración numérica cuando se trata de una excitación general, como por ejemplo las aceleraciones del suelo durante un evento sísmico.

Mediante una integración numérica con un paso de tiempo suficientemente chico se obtienen, en cada instante i la velocidad \dot{x} y el desplazamiento x , utilizando la regla del trapecio:

$$\dot{x}_i = \dot{x}_{i-1} + \left(\frac{\ddot{x}_{i-1} + \ddot{x}_i}{2} \right) \Delta t \quad (11.2)$$

$$x_i = x_{i-1} + \left(\frac{\dot{x}_{i-1} + \dot{x}_i}{2} \right) \Delta t \quad (11.3)$$

Reemplazando 11.2 en 11.3 se obtiene:

$$x_i = x_{i-1} + \dot{x}_{i-1} \Delta t + (\ddot{x}_{i-1} + \ddot{x}_i) \frac{\Delta t^2}{4} \quad (11.4),$$

Este método recibe el nombre de *Newmark* $\beta=1/4$. Debido al comportamiento superelástico no existe una expresión analítica para \ddot{x} , por lo que su valor es calculado iterativamente en cada paso de tiempo.

11.3 Respuesta en estado estacionario

Se simula la estructura sometida a una excitación senoidal de amplitud $0,5 \text{ mm}$ hasta que alcanza un movimiento estacionario, durante unos 100 s en cada frecuencia,

en intervalos de $0,25 \text{ Hz}$ desde 2 a 12 Hz . En la **Figura 11.2** se han incluido las respuestas en estado estacionario. El pórtico libre, presenta, como era previsible, una frecuencia de resonancia en $7,1 \text{ Hz}$. El pórtico rigidizado con tensores de la misma rigidez inicial que los alambres de NiTi, pero sin efecto superelástico tiene una frecuencia de resonancia en 9 Hz . Cuando se considera el efecto superelástico definido en la **Figura 11.1**, se reducen los desplazamientos máximos registrados. Cuando se aplica el pretensado, las simulaciones indican que la respuesta puede reducirse aún más. Para pretensados de 10 mm las amplitudes vuelven a incrementarse.

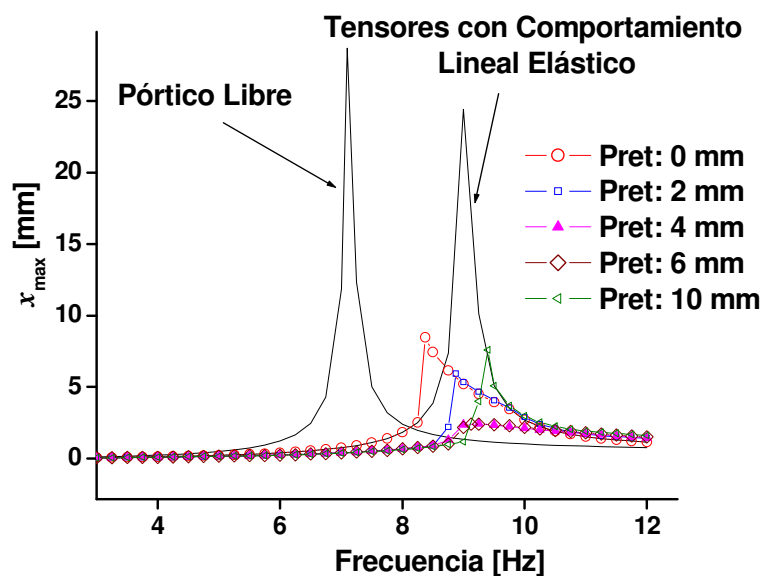


Figura 11.2 Respuesta en frecuencia: desplazamientos obtenidos en estado estacionario para distintas configuraciones.

En la **Figura 11.3** se muestran las respuestas manteniendo el sistema sin pretensado y variando la amplitud de excitación. Las curvas sugieren la existencia de ramas inestables como se estudió en el **Capítulo 3**.

Volvemos a hacer hincapié en que estos resultados corresponden a considerar la respuesta en estado estacionario. En la sección siguiente se estudió cómo se modifican estas respuestas cuando se obtienen con un barrido continuo como los utilizados experimentalmente, donde prevalecen los efectos transitorios.

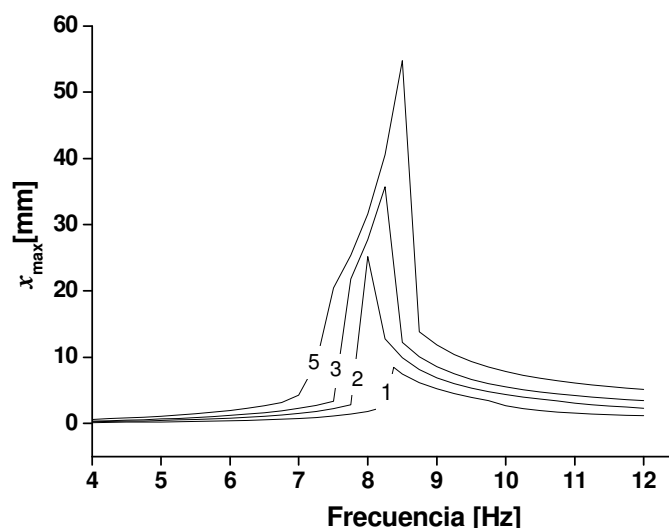


Figura 11.3. Respuesta en frecuencia, para distintas amplitudes de excitación, sin pretensado. (Amplitud de excitación indicada en mm).

11.4 Simulación de ensayos realizados en INVAP SE

A través de las ecuaciones (10.12-10.15) se simularon los ensayos tipo *b* y *c*, realizados en INVAP SE. En primer lugar, cuando se simula el movimiento del pórtico sin tensores, con funciones del tipo *b*. Para lograr el acuerdo con los datos experimentales del ensayo número 10, que se muestra en la **Figura 11.4**, se hicieron pequeños ajustes en el valor de la altura *H* del pórtico dentro del 5%.

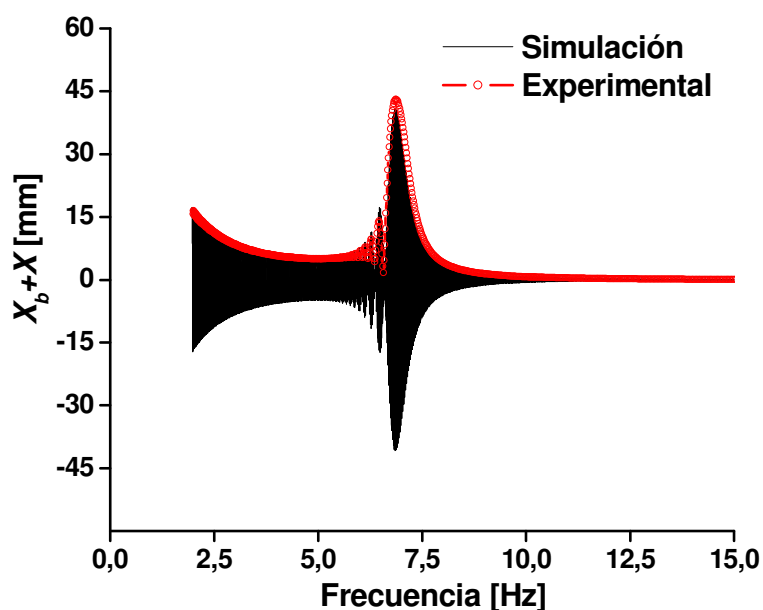


Figura 11.4 Resultados simulación ensayo número 10 (INVAP). Desplazamiento absoluto en función de la frecuencia.

Más allá de este importante acuerdo, resulta interesante como la dinámica del modelo simple refleja las características del ensayo asociadas a la función de excitación. En la **Figura 11.5** las simulaciones reproducen la diferencia entre los valores de f_r en barridos ascendentes (7,32 Hz) y descendentes (6,84 Hz) observadas en los ensayos 1 y 10, ejecutados con el pórtico sin sensores.

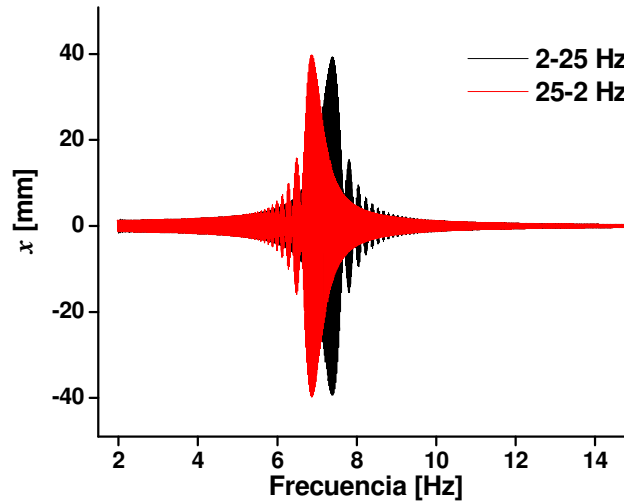


Figura 11.5. Simulación de los ensayos 1 y 10 de INVAP. Los resultados reproducen el corrimiento de f_r según la excitación utilizada.

Luego, se hicieron las simulaciones incluyendo los alambres superelásticos. El ciclo superelástico, y las condiciones supuestas de cómo se deforman los alambres son aspectos cuyo modelado exacto presenta dificultad. No obstante, tal cual se muestra en la **Figura 11.6**, las simulaciones muestran razonable acuerdo con los resultados experimentales utilizando el ciclo definido en la **Figura 11.1**

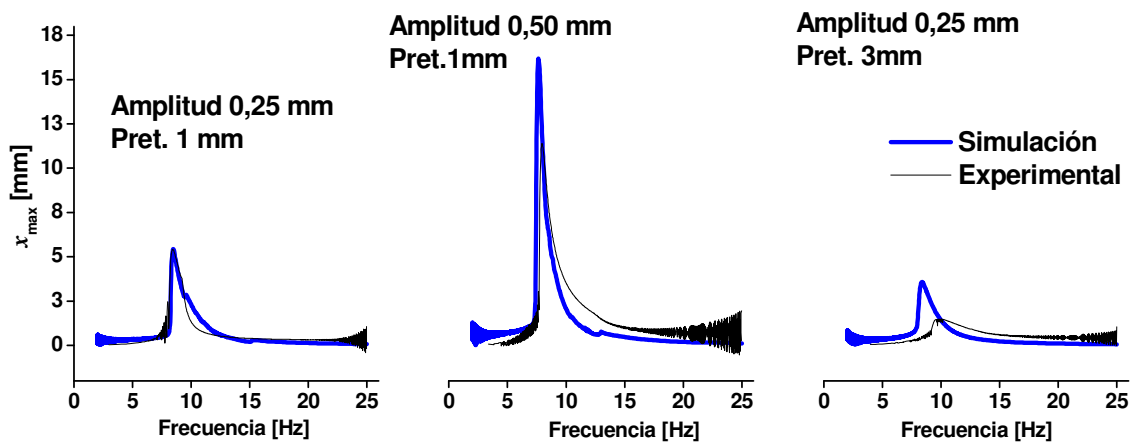


Figura 11.6. Comparación simulaciones con resultados experimentales en los ensayos de INVAP SE, 3 (izquierda), 8 (centro) y 4 (derecha).

En la Figura se han incluido las curvas correspondientes a los barridos número 3 con $0,25\text{ mm}$ de amplitud de excitación y 1 mm de pretensado, al número 8 con excitación de $0,5\text{ mm}$ de amplitud y 1 mm de pretensado y al número 4 con $0,25\text{ mm}$ de amplitud de excitación y 3 mm de pretensado.

Cuando se considera el pretensado, por ejemplo el ensayo 4, las simulaciones indican una reducción en los desplazamientos mayor que la obtenida experimentalmente. Esto podría estar indicando la existencia de aflojamientos, o de juegos imprevistos en el modelado.

11.5 Simulación de ensayos realizados en el IMERIS

Primero se simularon los barridos correspondientes a los ensayos 1-4, es decir con amplitud de excitación de 0.5 mm . Las respuestas en función del tiempo se muestran en la **Figura 11.7**. En el caso del pórtico libre, los desplazamientos máximos son similares a los registrados experimentalmente y resultan claramente menores a los que se obtuvieron en las simulaciones de los ensayos de INVAP. La velocidad de barrido de frecuencias es, para los ensayos de IMERIS, mayor que la de los ensayos en INVAP al momento de transitar la resonancia. Lo que sugiere que las mayores amplitudes alcanzadas en los ensayos de INVAP y verificadas numéricamente se deben a efectos transitorios. Luego, cuando se introducen los alambres de NiTi, se verifica la reducción en la respuesta, y la localización del máximo se corre hacia frecuencias mayores. Aquí también, la reducción en la amplitud de las oscilaciones observada en las simulaciones con el pretensado no se observa en los resultados.

Una simulación del mismo ensayo utilizando tensores lineales con la misma rigidez inicial que el NiTi fue realizada para comparar con la respuesta de la estructura amortiguada por la superelasticidad. En la **Figura 11.8** se incluyó este resultado, en comparación con las respuestas del pórtico libre y del pórtico con alambres de NiTi, sin pretensar. De esta manera se demuestra que la simple rigidización de la estructura no implica la reducción de los desplazamientos máximos, como podría argumentarse en detrimento de la superelasticidad como mecanismo de mitigación de oscilaciones.

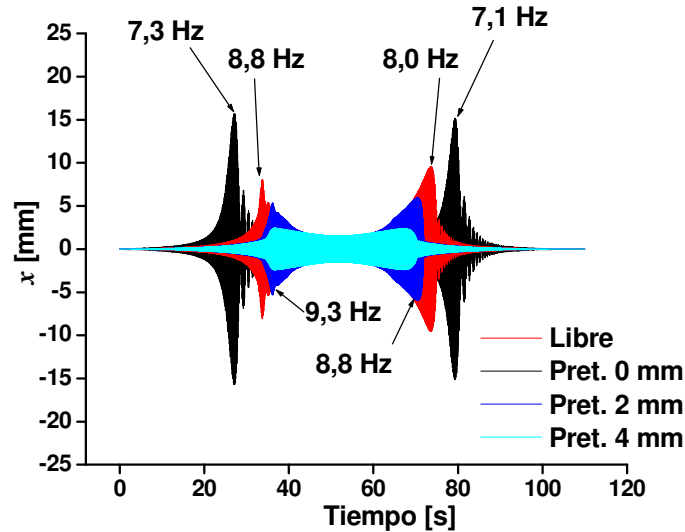


Figura 11.7. Simulación de ensayos realizados en IMERIS, para distintos pretensados. Corresponde a los ensayos 1, 2, 3 y 4

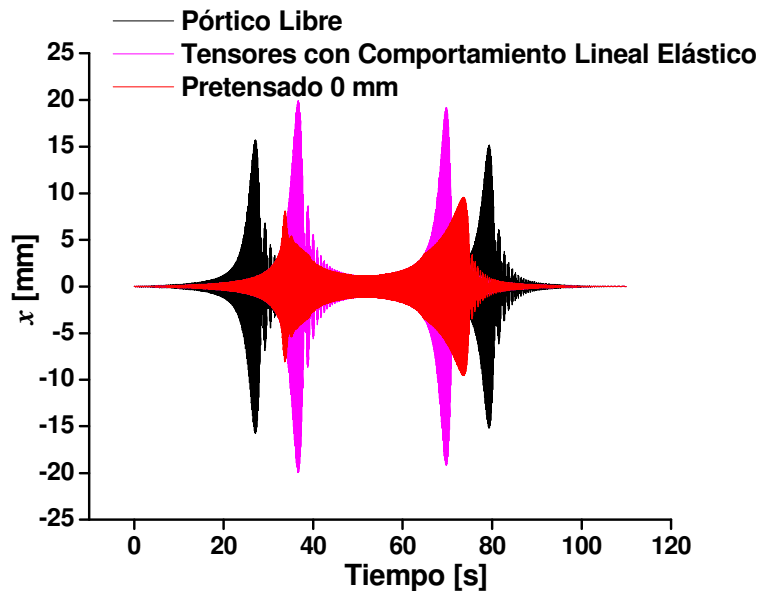


Figura 11.8. Comparación entre los desplazamientos obtenidos en simulaciones con pórtico libre (ensayo número 1), con alambres de NiTi sin pretensar (ensayo número 2) y con hipotéticos tensores lineales.

Los ensayos armónicos fueron realizados a frecuencias cercanas a f_r según cada condición. En el caso de las simulaciones, se utilizó $7,1 \text{ Hz}$ para el pórtico libre, pero para simular el ensayo armónico sobre el pórtico con tensores en lugar de la frecuencia de 10 Hz utilizada para los ensayos 8, 9, 10, 11 y 13, se utilizó la frecuencia de $8,5 \text{ Hz}$ que genera mayores desplazamientos. La **Figura 11.9** incluye los desplazamientos obtenidos para el pórtico libre con excitación de $0,5 \text{ mm}$ y para el pórtico con tensores

con amplitudes de excitación de $0,5$ y 1 mm. Las simulaciones reproducen el periodo transitorio, y en el caso del pórtico con tensores, se obtienen las máximas amplitudes, como se ve también en las curvas experimentales.

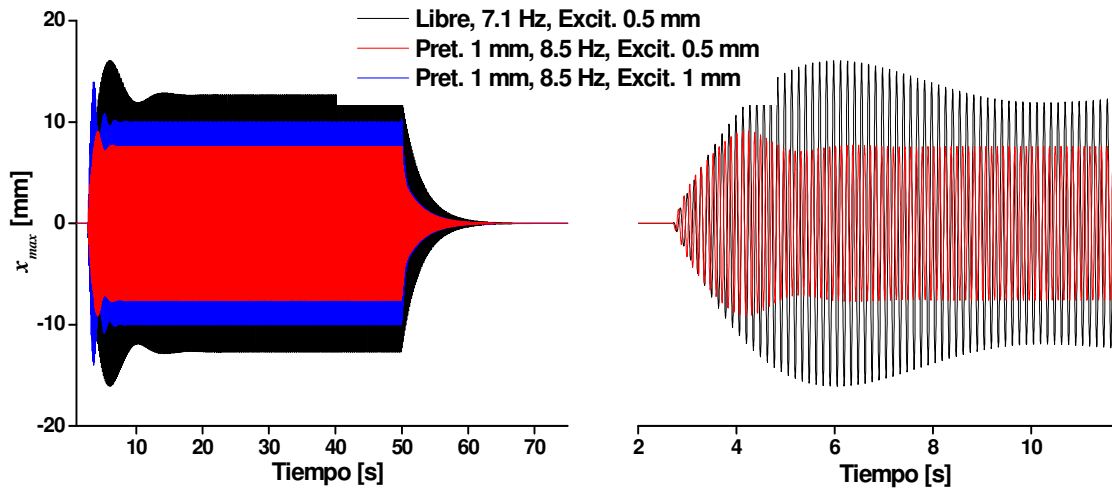


Figura 11.9 Simulaciones de ensayos armónicos bajo diferentes condiciones

Finalmente se simuló la respuesta al acelerograma de la componente N-S del sismo de “El Centro”, considerando el pórtico libre y el pórtico con el alambre de NiTi, con el pretensado de 4 mm. En las **Figuras 11.10a** y **b** se han incluido los resultados numéricos junto a los obtenidos experimentalmente. Las simulaciones muestran, como en los ensayos, que la respuesta del pórtico con tensores se reduce respecto a la del pórtico libre. No obstante, en ambos casos, las simulaciones exhiben menores desplazamientos que en los ensayos. Estas diferencias pueden deberse tanto a limitaciones en el método de integración numérica como a diferencias entre los acelerogramas usados en las simulaciones y los aplicados a la mesa en los ensayos.

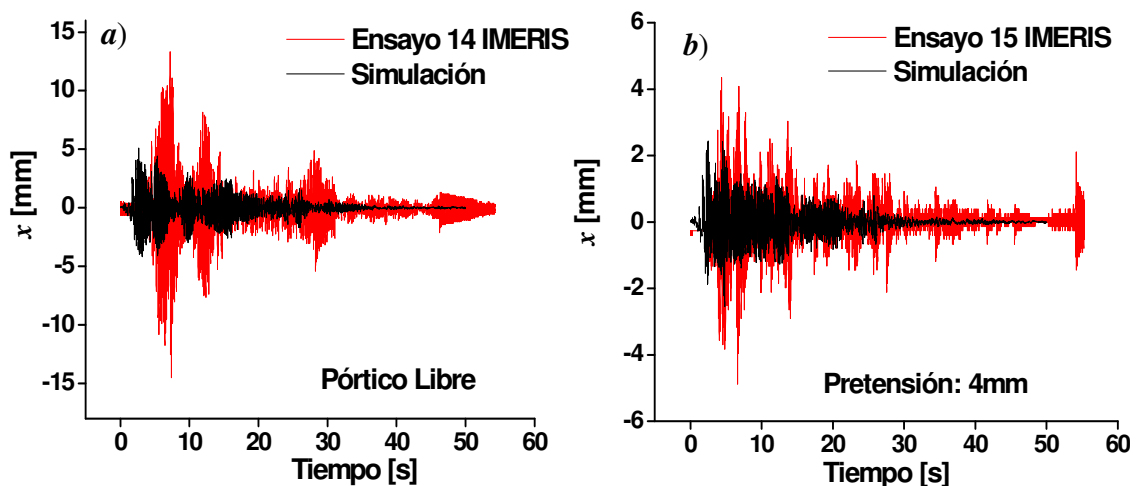


Figura 11.10. Resultados numéricos de la respuestas al sismo de “El Centro”

11.6 Conclusiones del Capítulo

Con los resultados numéricos de este capítulo pueden complementarse algunas de las conclusiones del **Capítulo 10**:

En primer lugar, las simulaciones de los estados estacionarios sugieren, al igual que los barridos de INVAP (**Figura 10.14** del capítulo anterior) la existencia de nivel de pretensado óptimo. No obstante, aparecen diferencias importantes entre el efecto de mitigación por el pretensado que se observa con las simulaciones respecto del que se observa en los diferentes ensayos.

El hecho de que en las simulaciones de los barridos también se vean los corrimientos en f_r y la diferencia entre los desplazamientos de los ensayos de INVAP y del IMERIS, permiten atribuir dichos efectos a la inercia del sistema, el mismo se mantiene en un estado transitorio durante todo el barrido. Este acuerdo afirma la validez del modelo de un grado de libertad adoptado para la estructura.

Las simulaciones mostradas en las **Figuras 11.2 y 11.8**, suponiendo tensores lineales con la misma rigidez inicial que la provista por el NiTi, indican que estos exhiben mayores desplazamientos. Esto demuestra que la mitigación de las oscilaciones ocurre por la disipación de energía asociada a la histéresis mecánica inherente al Efecto Superelástico en las *AMF* base NiTi.

12 Mitigación de Oscilaciones en Cables de Estructuras Suspendidas

12.1 Resumen

Se estudió el efecto del agregado de elementos de NiTi superelástico en la capacidad de mitigación de oscilaciones en cables de estructuras suspendidas (puentes). Con el objetivo de probar la capacidad del NiTi superelástico como un material con capacidades de amortiguamiento se analizan los resultados obtenidos en una serie de ensayos realizados en el Laboratorio Europeo de Evaluación de Estructuras (European Laboratory for Structural Assessment, ELSA) sito en la localidad de Ispra (Provincia de Varese, Región de Lombardía, Italia). El laboratorio ELSA forma parte del Instituto para la Protección y Seguridad del Ciudadano (Institute for the Protection and Security of the Citizen, IPSC) que pertenece al Centro de Investigación de la Comisión Europea (Joint Research Centre, JRC of the European Commission). Los experimentos cuyos resultados se presentan a continuación fueron realizados por el Dr. Vicenç Torra de la Universidad Politécnica de Catalunya, en el marco de una colaboración que también involucra al Grupo Física de Metales en el cuál se realizó el presente trabajo de tesis. Un esquema básico del arreglo experimental utilizado se muestra en la **Figura 12.1**. Los ensayos consistieron en hacer que un cable estructural pretensado, al cual se conecta un alambre de NiTi, efectúe un movimiento oscilatorio y medir la atenuación debido a los diferentes mecanismos disipativos. Se trata de discriminar los efectos correspondientes a la histéresis superelástica y a la disipación intrínseca del sistema. Se realizaron por lo tanto ensayos con y sin elementos de NiTi superelástico.

Por otro lado, se modeló el sistema utilizado como un cable vibrante pretensado, se analizó la respuesta dinámica, incluyendo el efecto del propio peso, y se realizaron comparaciones con los experimentos. De esta manera se pudo caracterizar la efectividad del NiTi en la disipación de energía para las condiciones particulares de este tipo de problemática.

12.2 Descripción de la Facilidad Experimental

La facilidad de la que dispone el ELSA consiste en un conjunto de tensores estructurales cada uno compuesto por 4 cables de acero confinados en un tubo de PVC relleno con cera. Estos cables están pretensados con 250 kN . La sección del cable está ilustrada en la **Figura 12.2**. La masa por unidad de longitud se estima en $9,22\text{ kg/m}$ usando 7850 kg/m^3 como densidad del acero y 900 kg/m^3 para la cera.

Un cable de acero anclado a $7,7\text{ m}$ desde un extremo se utilizó para inducir las oscilaciones. A un costado se conectó el alambre de NiTi de 4 m de largo y $2,46\text{ mm}$ de diámetro. Las oscilaciones del cable deben ser tales que deformen el alambre de NiTi en el régimen superelástico de manera que la histéresis asociada provea capacidad de disipación.

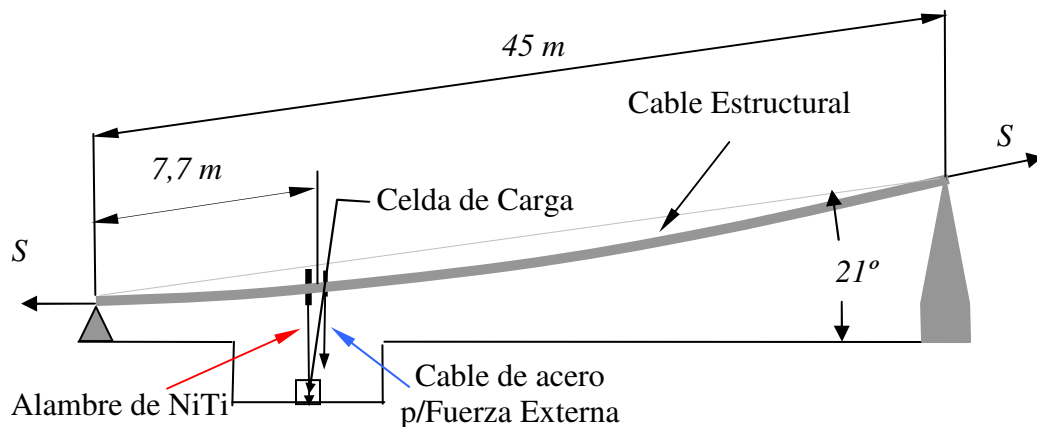


Figura 12.1. Esquema de la facilidad experimental en el laboratorio ELSA

12.3 Descripción de los Ensayos

Utilizando el cable de acero representado en posición vertical en la **Figura 12.1** se excitó al sistema de manera manual aplicando una fuerza externa pulsante. El valor máximo de dicha fuerza se estimó a través de un dinamómetro de resortes dispuesto en serie con el cable utilizado para la excitación. El desplazamiento del punto de aplicación de la fuerza externa fue registrado con un LDVT y la fuerza efectuada por el NiTi fue registrada con una celda de carga. La frecuencia de la fuerza aplicada se aproximó a la

frecuencia natural del sistema que dominaba el movimiento.

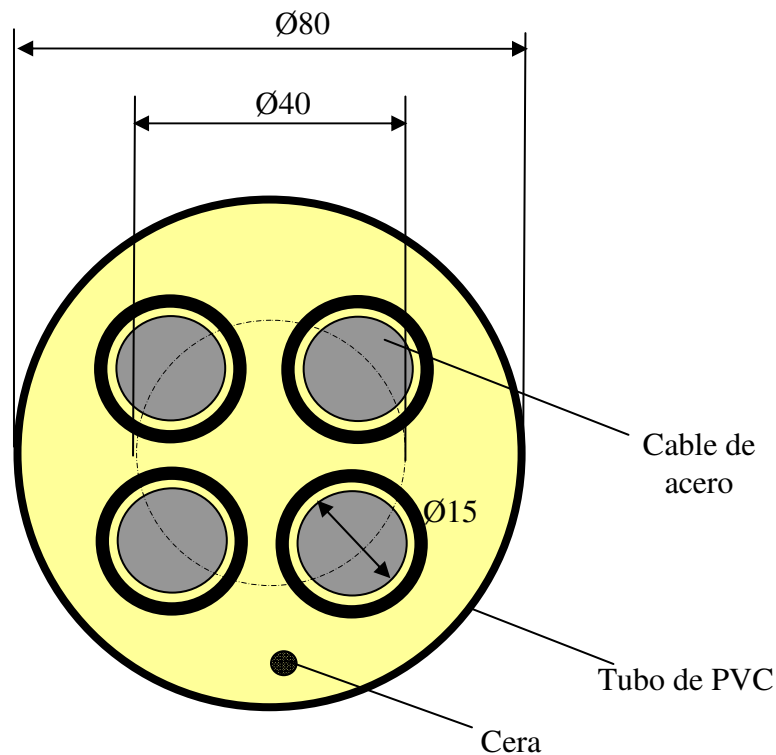


Figura 12.2. Detalle de la sección del cable estructural. (Dimensiones en mm)

12. 4 Resultados de los Ensayos

La **Figura 12.3a** muestra el desplazamiento del punto de aplicación de la carga externa en función el tiempo en un ensayo sin el cable de NiTi. La fuerza máxima aplicada se estimó en 49 N y fue aplicada durante un período de tiempo que permitió que se alcanzara una amplitud máxima de 75 mm . El análisis con Transformada Rápida de Fourier (Fast Fourier Transform FFT) de la **Figura 12.3b** muestra que el primer modo de vibración está alrededor de $1,84\text{ Hz}$ y domina el movimiento. Se registran también componentes más pequeñas para el segundo y tercer armónico. La atenuación observada cuando la fuerza externa se retira se relaciona a la fricción intrínseca entre los elementos del cable estructural. Un ajuste con una curva de decaimiento exponencial da una constante de decaimiento de $\tau=12,6\text{ s}$.

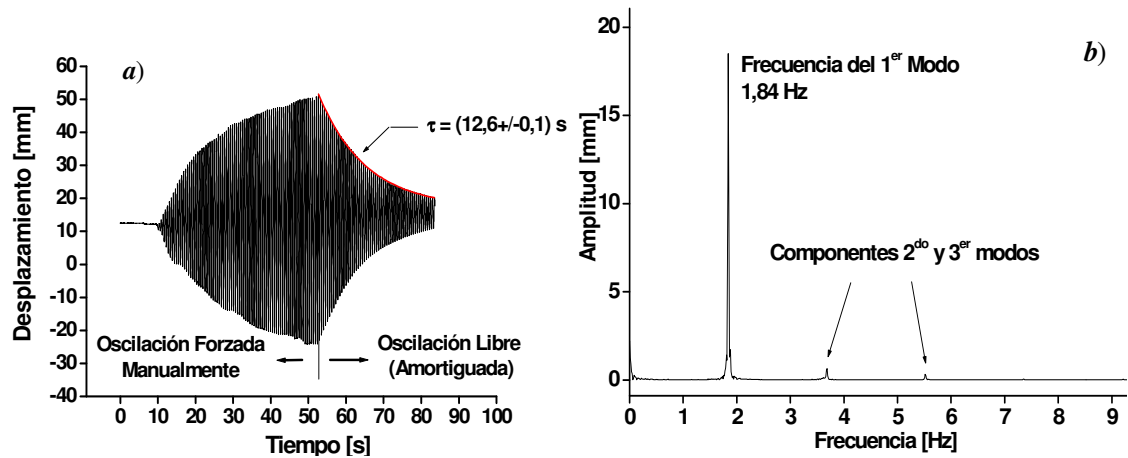


Figure 12.3. *a)* Oscilaciones sin NiTi: Desplazamiento del punto de aplicación de la fuerza externa vs. tiempo. *b)* Análisis de Fourier (FFT).

Se realizó también un segundo ensayo, incorporando el alambre de NiTi al sistema con una pretensión de 200 MPa (ver detalle en **Figura 12.1**). La fuerza externa máxima fue aproximadamente 192 N y se aplicó hasta alcanzar una amplitud máxima de 70 mm . En este caso, el primer modo natural se encontró a $1,97 \text{ Hz}$. Mediante el análisis de Fourier (FFT) se observa un pequeño desplazamiento en todas las frecuencias y un ensanchamiento de la segunda y tercer componentes. Estos resultados se muestran en las **Figuras 12.4a y 12.4b**. Se midió una mayor tasa de atenuación, lo que puede ser supuesto como un incremento en la capacidad de amortiguamiento debido al NiTi pero las oscilaciones presentan amplitud asimétrica (**Figura 12.4a**) y no se puede tomar una conclusión directa acerca de la capacidad disipativa. El hecho de que ambos experimentos tienen diferentes fuerzas y tiempos de excitación dificulta la realización de comparaciones directas entre ambos ensayos. Una evaluación interesante se puede hacer separando la energía total disipada en aquella disipada mediante la fricción interna y la disipada mediante la superelasticidad.

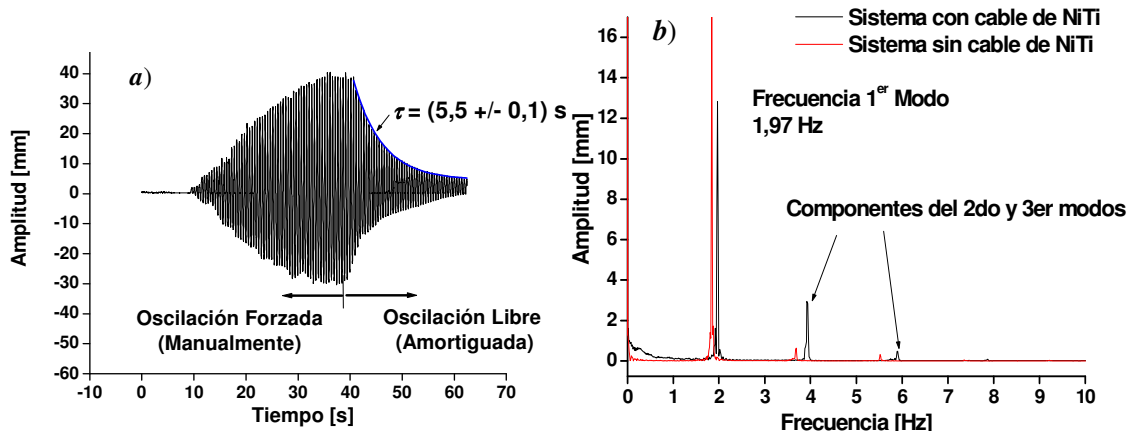


Figura 12.4 Ensayo con el alambre de NiTi: *a)* Desplazamiento del punto de aplicación de la fuerza. *b)* Análisis de Fourier

12.5 Un modelo para el Sistema Oscilante

Con el propósito de hacer una evaluación de la capacidad disipativa del NiTi superelástico, el sistema fue modelado como un cable pretensado donde sus secciones transversales sólo soportan el esfuerzo normal debido a la tracción. Por medio de este modelo se pueden hacer algunos cálculos del sistema estructural, como por ejemplo las frecuencias naturales y las formas de los modos. Los resultados experimentales de las secciones previas fueron usados para verificar la hipótesis del cable estructural pretensado. Se realizaron también algunos cálculos respecto a la energía mecánica involucrada en el movimiento.

12.5.1 Ecuación Diferencial y Modos de Oscilación

El modelo supone que las secciones del cable estructural solo se mueven verticalmente. Las fuerzas que provocan la oscilación de las secciones del cable en esa dirección son las componentes verticales del esfuerzo normal S como se sugiere en la **Figura 12.5**. Este esfuerzo puede considerarse constante a lo largo del cable si es que las oscilaciones se mantienen suficientemente pequeñas [Timoshenko 1974]. Entonces, se puede escribir:

$$\left. \frac{\partial y}{\partial x} \right|_{x+dx} \cdot S - \left. \frac{\partial y}{\partial x} \right|_x \cdot S = \rho \left(\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} - g \right) \cdot dx \quad (12.1)$$

$$\frac{\partial^2 y}{\partial x^2} = \frac{\rho}{S} \left(\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} - g \right) \quad (12.2),$$

donde ρ es la masa del cable por unidad de volumen.

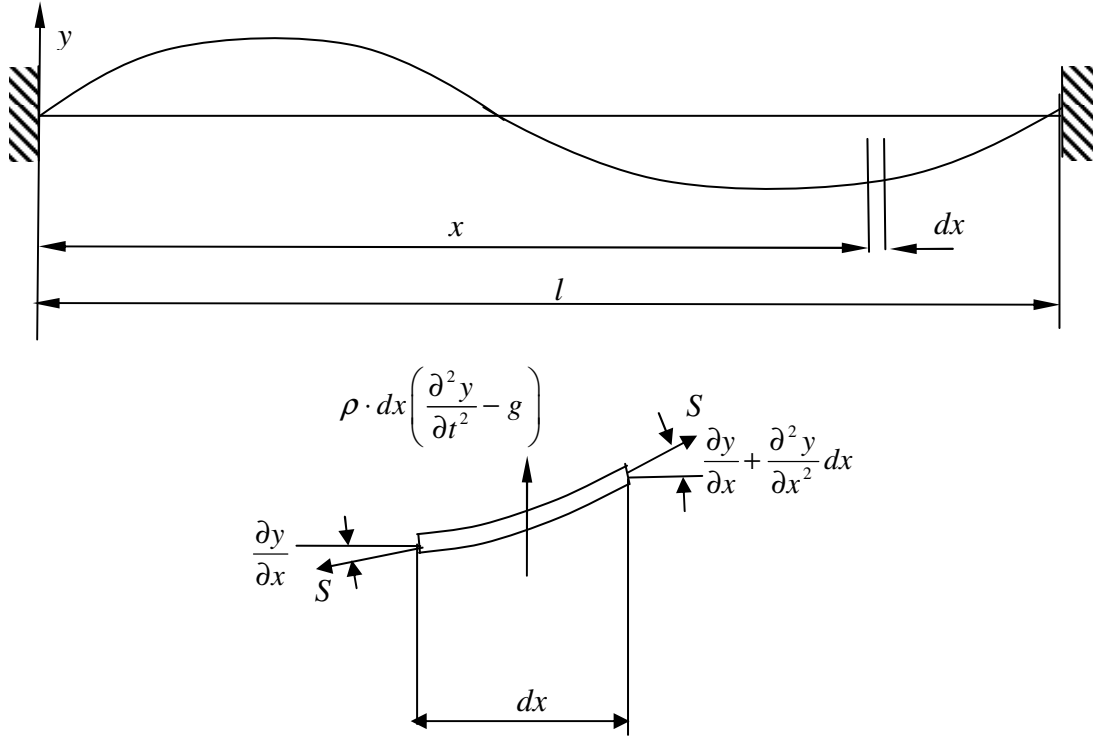


Figura 12.5. Modelo de cable pretensado. Balance de fuerza en un diferencial del cable

Para hacer un análisis del movimiento de las frecuencias y modos del cable se puede plantear un problema de autovalores. Para esto se considera solo la parte dependiente del tiempo en la ecuación 12.2, es decir, se quita el término del peso propio. Así la solución $y(x,t)$ puede obtenerse mediante el método de separación de variables:

$$y(x,t) = \phi(t) X(x) \quad (12.3)$$

Sustituyendo en (12.2), quitando g y dividiendo por y :

$$\frac{X''(x)}{X(x)} = \frac{\rho}{S} \frac{\ddot{y}(t)}{y(t)} = -p^2 \quad (12.4)$$

Lo que da:

$$\begin{cases} X(x) = A \sin(px) + B \cos(px) \\ \phi(t) = C \sin(pct) + D \cos(pct) \end{cases} \quad (12.5)$$

Donde $c = \sqrt{\frac{S}{\rho}}$ es la velocidad de una onda transversal propagándose a través del cable.

En este sistema $X(0) = X(l) = 0$, por lo tanto $B=0$ y p es un autovalor que debe tomar los valores:

$$p_i = \frac{i\pi}{l} \quad (12.6)$$

siendo $l = 45 \text{ m}$, la longitud del cable. Para cada autovalor se puede calcular una función para la forma del modo, y una función dependiente del tiempo. La solución general será la combinación lineal de productos de estas funciones:

$$y(x, t) = \sum_{i=1}^{\infty} X_i \phi_i = \sum_{i=1}^{\infty} \sin(p_i x) \cdot (E_i \sin(cp_i t) + F_i \cos(cp_i t)) \quad (12.7)$$

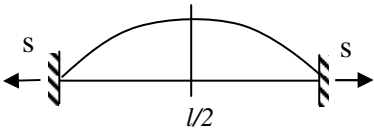
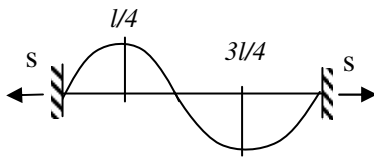
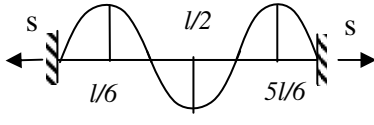
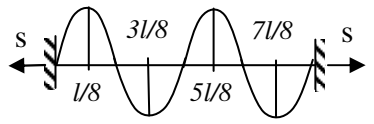
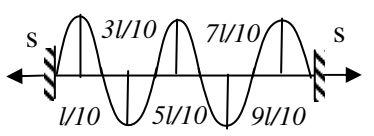
Aquí E_i y F_i son constantes y dependen de las condiciones iniciales $y(x, 0) = g_1(x)$ e $\dot{y}(x, 0) = g_2(x)$:

$$F_i = \frac{\int_0^l g_1(x) \sin(p_i x) dx}{\int_0^l \sin^2(p_i x) dx} \quad (12.8)$$

$$E_i = \frac{\int_0^l g_2(x) \sin(p_i x) dx}{cp_i \int_0^l \sin^2(p_i x) dx} \quad (12.9)$$

Las ecuaciones **12.1-12.9** resuelven el problema en el caso de oscilaciones libres sin

amortiguamiento, pero aquí el enfoque analítico se usa sólo para calcular las frecuencias y formas de cada modo. La frecuencia correspondiente cada modo f_i se deduce de la ecuación 12.7 igualando $c \cdot p_i = 2\pi f_i$. En la **Tabla 12.I** se resumen los valores para los 5 primeros modos.

Tabla 12 .I. Frecuencias y formas de los 5 primeros modos		
Modo	f_i [Hz]	Forma
1	1,82	
2	3,66	
3	5,49	
4	7,29	
5	9,12	

Comparando con los resultados experimentales mostrados en la **Figura 12.3**, los valores calculados se aproximan a los medidos en los ensayos del cable sin el alambre de NiTi.

12.5.2 Cálculos Energéticos

Como muestran las **Figuras 12.3b y 12.4b**, el movimiento del cable está dominado por el primer modo de oscilación. Por lo tanto, la energía cinética total puede ser evaluada suponiendo que este es el único modo presente, y que el cable se deforma siguiendo esta forma. Cuando el sistema oscila con una amplitud Amp , y una frecuencia f , el cable se mueve según:

$$y(x,t) = Amp \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{l}\right) \cos(2\pi f t) \quad (12.10)$$

La energía cinética total máxima alcanzada cuando $y(x,t)=0$ en cada instante $t = (2n+1)/4f$ será:

$$Ec_{\max} = \frac{4\pi^2 f^2 Amp^2 \cdot \rho}{2} \int_0^l \sin^2\left(\frac{\pi x}{l}\right) dx \quad (12.11)$$

Utilizando el valor de la máxima amplitud alcanzada experimentalmente, $Amp = 0,0375m$ $f = 1,84 \text{ Hz}$ se encuentra que $Ec_{\max} = 78 \text{ J}$. Al fin del ensayo y tomando $Amp = 0,005m$ resulta $Ec_{\max} = 0,10 \text{ J}$. Esto significa que $77,9 \text{ J}$ fueron disipados solo por la fricción intrínseca del cable, a $1,84 \text{ Hz}$ durante 35 s .

12. 6 Análisis del Transitorio

Si bien las **Figuras 12.4a y b** parecen mostrar un tiempo más corto de decaimiento debido a la introducción del alambre de NiTi como posible elemento disipador, ambos ensayos fueron realizados bajo diferentes condiciones. Las amplitudes menores en el segundo caso podrían ser debido a la mayor rigidez del sistema, aún en el caso donde exista disipación atribuible al ciclado superelástico del NiTi. Esta debe ser comparada con la energía disipada por la fricción intrínseca. Con el fin de cuantificar mejor la disipación de energía atribuible al NiTi superelástico debe realizarse un análisis del transitorio, en

lugar de un análisis modal. Esto se hizo mediante simulaciones numéricas utilizando una rutina escrita en *Matlab®* V7.0. Se incorporaron las mismas condiciones de los ensayos y se introdujo el efecto del NiTi a través de una fuerza puntual aplicada en el lugar correspondiente x_{NiTi} . Este análisis nos permite discriminar del total de la energía disipada aquellas porciones correspondientes a la disipación intrínseca (presente en ambos ensayos) y aquellas correspondientes a la deformación del NiTi.

12.6.1 Implementación del Método Numérico

Se introducen en la ecuación (12.2) el amortiguamiento intrínseco (modelado como amortiguamiento viscoso), la fuerza puntual del NiTi y la carga externa.

$$\frac{\partial^2 y}{\partial x^2} - \frac{c}{S} \frac{\partial y}{\partial t} - \frac{F_{ext}(t)}{S} \delta(x, x_{ext}) - A_t \cdot \frac{\sigma_{NiTi}(x_{NiTi}, t)}{S} \delta(x, x_{NiTi}) = \frac{\rho}{S} \left(\frac{\partial^2 y}{\partial t^2} + g \right) \quad (12.12)$$

Las condiciones de borde se pueden expresar como:

$$\begin{cases} y(0, t) = 0 \\ y(l, t) = 0 \end{cases} \quad (12.13)$$

En la ecuación 12.12, A_t es la sección transversal del alambre de NiTi, $4,75 \text{ mm}^2$ para el alambre considerado. σ_{NiTi} es la tensión ejercida por el NiTi y se calcula mediante una función $\sigma_{NiTi}(x_{NiTi})$ que refleja el ajuste de curvas experimentales descrito mas adelante. La constante c para el amortiguamiento viscoso esta relacionada con la constante de decaimiento τ mediante:

$$\tau = \frac{2\rho}{c} \quad (12.14)$$

Usando $\tau = 12,6 \text{ s}$ calculado a partir los resultados del primer ensayo se obtiene un valor de $c = 1,47 \text{ Ns/m}^4$. Para obtener resultados realistas, la condición inicial debe ser

configurada como una posición de equilibrio del cable bajo su propio peso. Esta posición es aproximada por una parábola como la esquematizada en la **Figura 12.6**, aunque la solución exacta es un coseno hiperbólico o catenaria. Considerando equilibrio estático calculado con las fuerzas representadas en dicha Figura, la forma de la curva elástica del cable en reposo sería:

$$y(x,0) = -\frac{4y_{\min}}{l^2} x^2 + \frac{4y_{\min}}{l} x \quad (12.15)$$

Siendo y_{\min} el punto mas bajo de esta configuración horizontal:

$$y_{\min} = -\left(\frac{\rho g l}{4S_h}\right) \approx -\left(\frac{\rho g l}{4S}\right) = -0.0916 \text{ m} \quad (12.16)$$

La fuerza aplicada es modelada como una carga aplicada puntualmente:

$$F_{ext} = \frac{F_{\max}}{2} + \frac{F_{\max}}{2} \cos(2\pi f t) \quad (12.17)$$

El cable se discretiza en 500 nodos, y se obtiene una ecuación de diferencias a partir de las ecuaciones (12.12) y (12.13):

$$\frac{(y_{i+1}^k - 2y_i^k + y_{i-1}^k)}{(\Delta x)^2} - \frac{c}{S} \frac{(y_i^{k+1} - y_i^{k-1})}{2\Delta t} - \frac{F_{ext}(t)}{S} \delta(i\Delta x, x_{ext}) - A \cdot \frac{\sigma_{NiTi}(x_{NiTi}, t)}{S} \delta(x, x_{NiTi}) = \frac{\rho}{S} \frac{(y_i^{k+1} - 2y_i^k + y_i^{k-1})}{\Delta t^2} \quad (12.18)$$

El desplazamiento en cada nodo i se calcula para el instante $k+1$. Se imponen las condiciones de borde 12.13 en los nodos 1 y 500. Para las simulaciones se tomó un Δt de 0,0001 s.

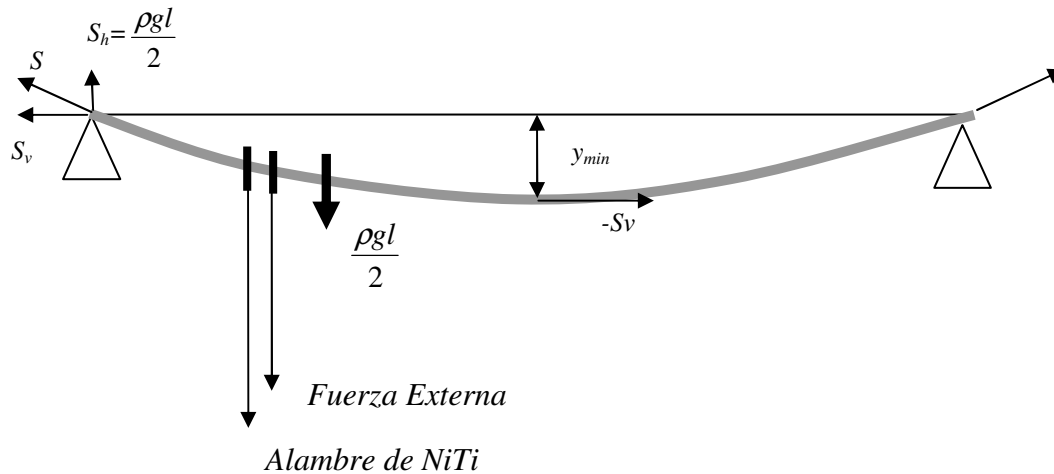


Figura 12.6. Configuración horizontal del sistema adoptado para las simulaciones.

12.6.2 Modelado del Comportamiento Superelástico del NiTi

Las tensiones ejercidas por el alambre de NiTi corresponden al ciclado superelástico del mismo, por lo que fue necesario incorporar una función que calcule las mismas. Para esto se utilizaron los resultados de los ensayos del **Capítulo 4** correspondientes a los grupos A y B de la **Figura 4.26** realizados en muestras cortas del mismo material, a frecuencias de $1,8 \text{ Hz}$ y deformaciones de hasta un 2% . Las curvas $\sigma-\epsilon$ correspondientes a trayectorias de carga y descarga fueron ajustadas por polinomios de 6to grado. Para el modelado de ciclos internos a estas trayectorias se definieron curvas semejantes a las curvas externas. En la **Figura 12.7** se ilustran las curvas experimentales y simuladas numéricamente. Estas últimas muestran las trayectorias internas también. Con esta ley constitutiva la tensión del alambre de NiTi se calcula de manera incremental para cada paso de tiempo como función de la deformación y del sentido de la velocidad de deformación.

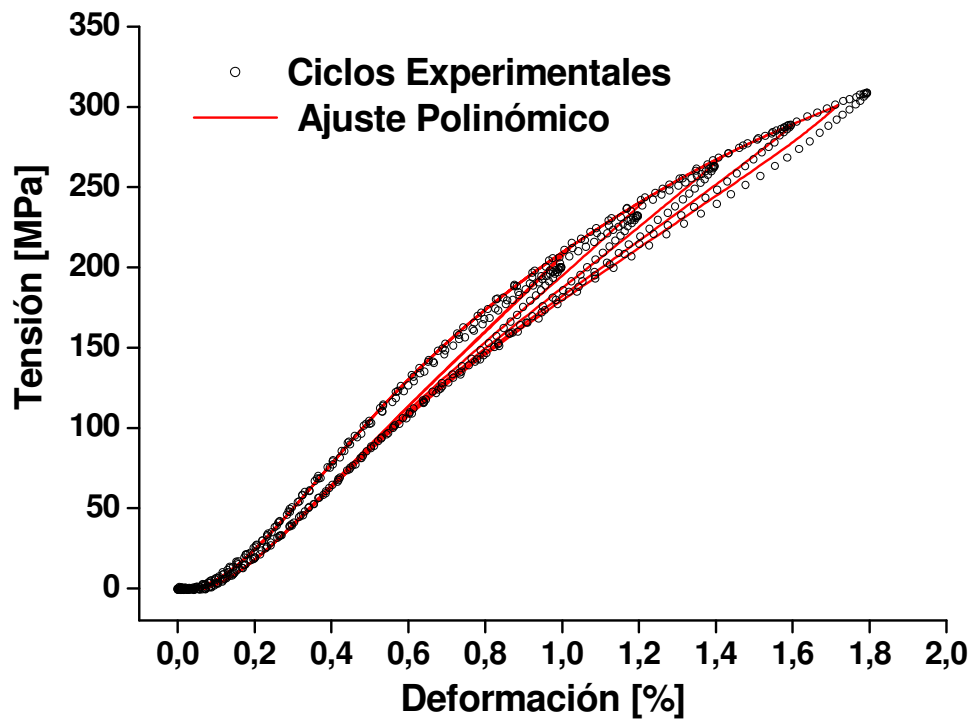


Figura 12.7 Comportamiento Superelástico del NiTi. Curvas σ – ϵ experimentales y simuladas. Los ensayos fueron realizados usando muestras de $63,5\text{ mm}$ de largo y $1,8\text{ Hz}$ de frecuencia

12.6.3 Resultados Numéricos

La **Figura 12.8** muestra los resultados para el sistema sin el cable de NiTi, usando una fuerza aplicada pulsante con $F_{med} = 49\text{ N}$ y una frecuencia de $1,84\text{ Hz}$. Claramente puede apreciarse un acuerdo importante, por lo que el factor c escogido caracteriza la disipación intrínseca de la estructura. Varias simulaciones para el sistema acoplado con el cable de NiTi fueron realizadas, lográndose el mejor ajuste con datos experimentales introduciendo una pretensión de 140 N en el cable de NiTi, con una fuerza máxima de 300 N y una frecuencia de excitación de $1,97\text{ Hz}$. En la **Figura 12.9** se resumen los resultados para varias pretensiones. La **Figura 12.10** compara el análisis de Fourier en de los resultados numéricos de simulaciones con y sin alambre de NiTi. Los picos, más altos y anchos en el sistema con NiTi muestran que la energía se reparte en más de un modo.

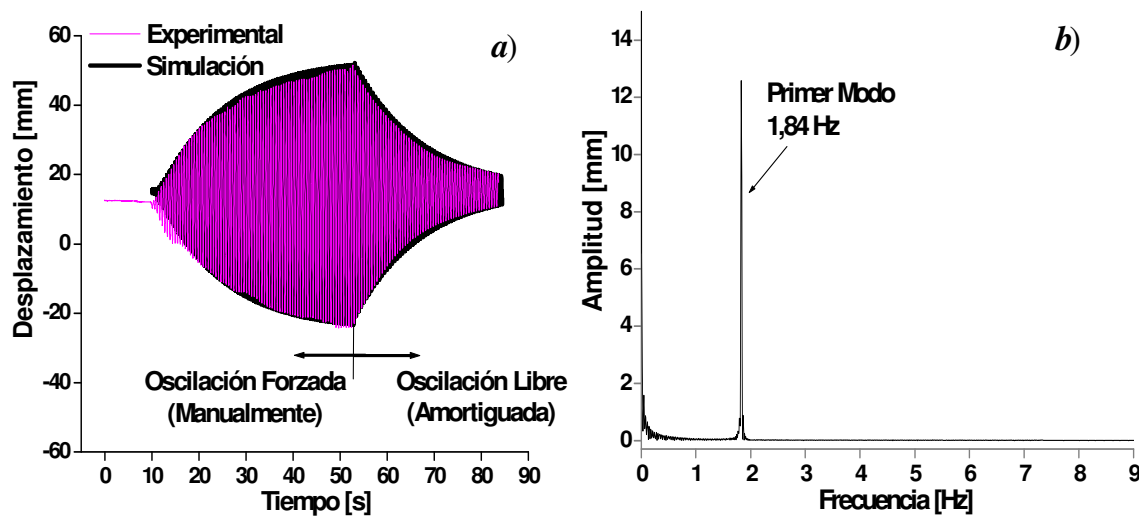


Figura 12.8 Resultados de la simulación para el sistema sin cable de NiTi. *a)* Desplazamiento vs. tiempo *b)* Análisis de Fourier.

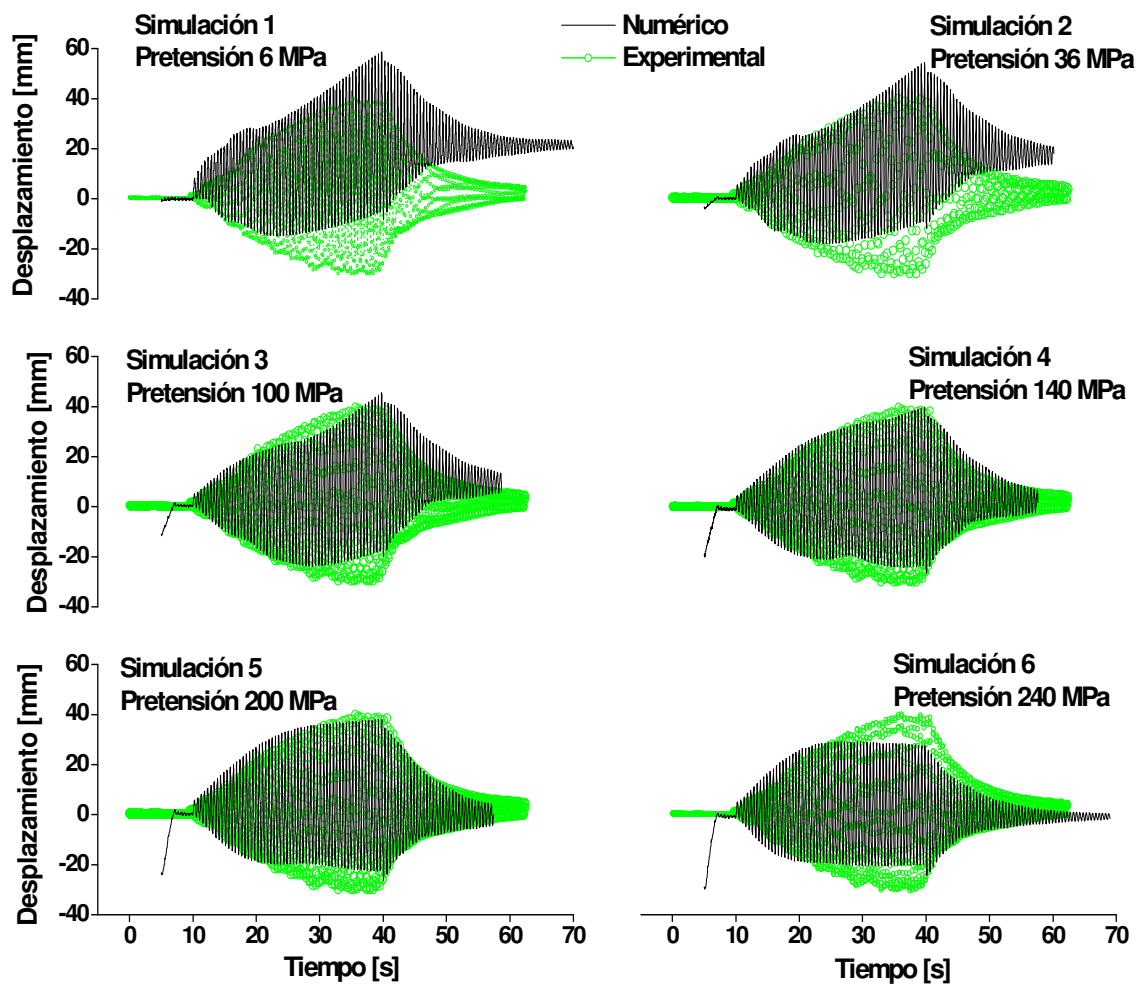


Figura 12.9. Simulaciones para el sistema con cable de NiTi. Se utilizó una fuerza de excitación máxima de 300 N y una frecuencia de 1,97 Hz.

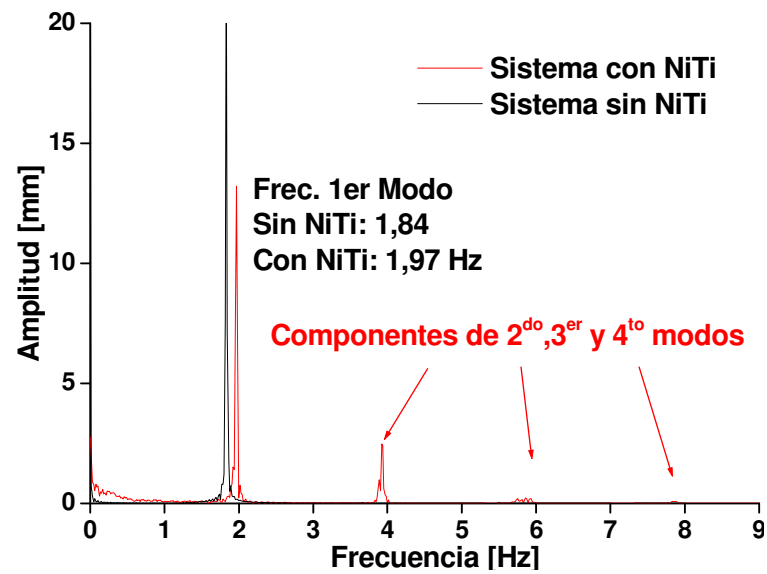


Figura 12.10. Análisis de Fourier para los resultados numéricos.

Finalmente, para poder realizar una evaluación de la capacidad del NiTi para mitigar oscilaciones, se realizó una simulación del sin cable de NiTi, excitado con la misma fuerza de 300 N. La comparación de las situaciones con y sin NiTi se muestra en la **Figura 12.11**.

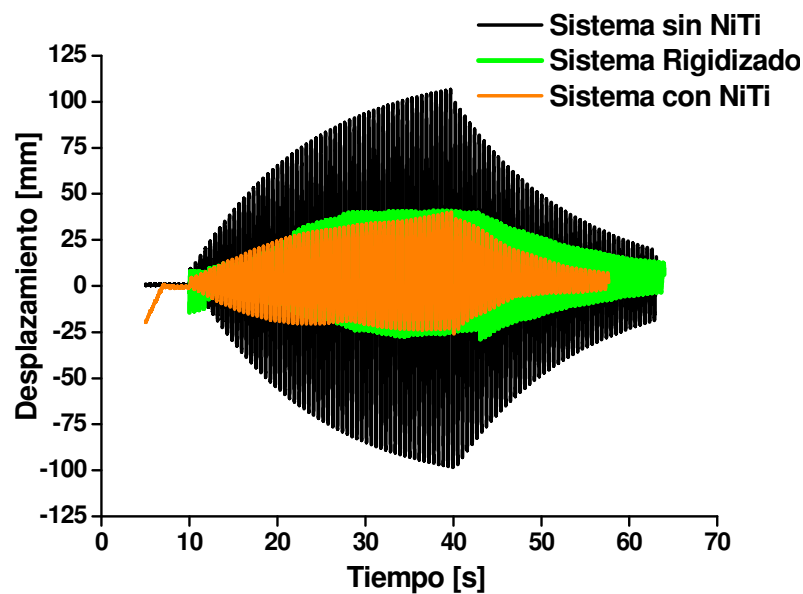


Figura 12.11 Simulaciones de situaciones con y sin NiTi bajo una misma excitación

12.6.4 Cálculos Energéticos a Partir de los Resultados Numéricos

Los resultados numéricos permiten integrar numéricamente el desplazamiento del cable discretizado. Entonces se calcularon un valor para la energía cinética E_{cin} , el trabajo ingresado W_{in} , el trabajo de deformación del NiTi W_{his} , y la energía disipada por amortiguamiento viscoso en cada paso de tiempo E_{vis} . La evolución de estas cantidades como función del tiempo se ilustra en la **Figura 12.12** para el caso de 200 MPa de pretensión. Si bien la energía disipada por viscosidad es mayor que la que se disipa por superelasticidad, esta última es aún importante. Puede verificarse en la trayectoria $\sigma-\varepsilon$ superelástica de la **Figura 12.13** que el cable aporta efectivamente disipación por histéresis, siendo ésta del orden de la que se disipa intrínsecamente.

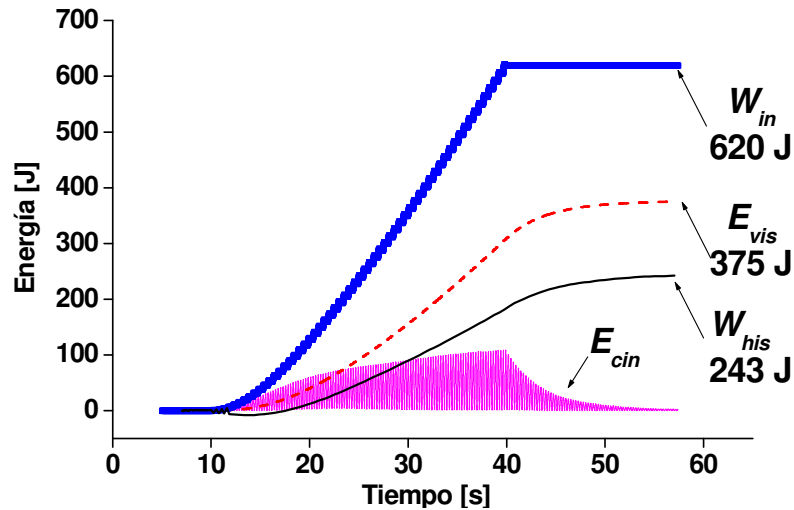


Figura 12.12 Evolución de las Energías Cinéticas y disipadas por viscosidad y superelasticidad, más el trabajo ingresado

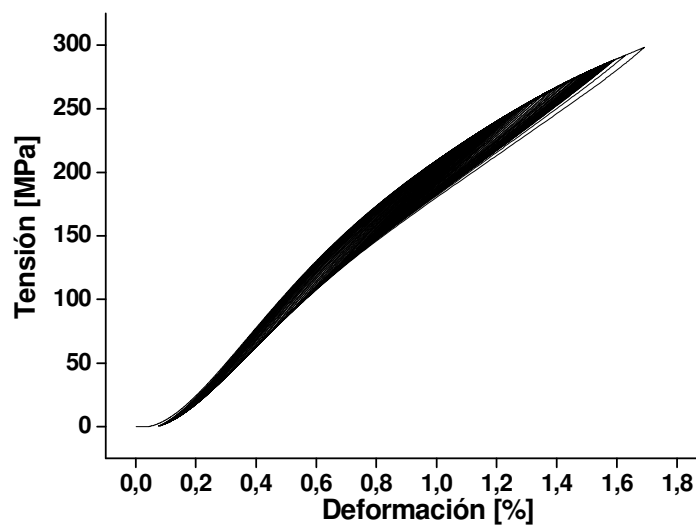


Figura 12.13 Trayectorias σ - ε seguidas por el alambre de NiTi en el movimiento del sistema de la **Figura 12.11**

12.7 Conclusiones del Capítulo

El análisis modal permite considerar el sistema del cable tensado como una barra sujeta a tensión, capaz de transmitir solo esfuerzos normales. Bajo esta hipótesis y la de que se pueden concentrar los mecanismos intrínsecos de fricción en un factor de disipación, se evaluó el movimiento del sistema para las distintas configuraciones, con y sin alambre de NiTi, ajustándose razonablemente los desplazamientos en función del tiempo medidos experimentalmente.

Con esta dinámica del sistema, se simularon respuestas mecánicas de ambas configuraciones para una misma excitación, verificando el efecto del NiTi como elemento disipador en la mitigación de las oscilaciones.

Debido a que la energía E_{vis} disipada por el cable es mayor que la que disipa el alambre de NiTi se debería buscar un mejor modelo del amortiguamiento intrínseco. No obstante, basándonos en que la respuesta mecánica se acerca a la real, las estimaciones de energía sí resultan adecuadas, y en definitiva, un alambre de NiTi con las dimensiones adecuadas tendría una eficiencia disipativa que se aproxima a la evaluada aquí.

13 Diseño y Caracterización de un Dispositivo Amortiguador de Doble Acción

13.1 Introducción

La implementación de la superelasticidad en aplicaciones concretas representa problemas que van más allá de la caracterización del material. Además de conocer que cantidad de energía es posible disipar, o que niveles de fuerzas de recentrado se alcanzan bajo determinadas condiciones, es necesaria también la búsqueda de soluciones técnicas para el diseño de dispositivos reales que permitan el mejor aprovechamiento de las *AMF*.

En cuanto a las *AMF* de NiTi existen en el mercado varios proveedores que la suministran, mayoritariamente, en forma de alambres o cintas. En los últimos años se han optimizado tanto las tecnologías de fabricación como los tratamientos termomecánicos asociados, a partir de la utilización de procesos de conformado utilizados desde hace largo tiempo para la fabricación de geometrías similares en materiales convencionales. En este sentido, está aceptado actualmente que la manera más eficiente de introducir el uso del NiTi en el diseño de dispositivos amortiguadores es con la geometría de alambres. Esto permite, además, una gran flexibilidad en cuanto a capacidades a través de la disposición de arreglos de múltiples alambres [Wilson 2005]. Debido a su esbeltez, los alambres de NiTi sólo pueden trabajar sometidos a esfuerzos de tracción. Por este motivo, en los distintos diseños considerados aparecen configuraciones simétricas de dos alambres (o dos conjuntos de alambres) como la representada en la **Figura 13.1a**. En estos casos, ambos alambres actúan como tensores que se estiran o quedan inactivos en forma alternativa, dependiendo del signo del desplazamiento respecto de la posición neutra. La fuerza ejercida por los elementos de NiTi sobre la estructura estará dada por la curva $F-x$ representada en la **Figura 13.1b**. Este tipo de característica $F-x$ es denominada *double flag-shaped*, por su aspecto de bandera [Dolce 2001].

Sin embargo, esta configuración es en cierta manera ineficiente en cuanto al uso del material ya que cuando la estructura oscila, cada alambre permanece la mitad del tiempo inactivo. Esta situación podría aún empeorar si se produjera deformación plástica a causa del ciclado. Con el pretensado de los alambres se pueden mejorar parcialmente estos aspectos, siendo admisible la existencia de una deformación permanente en los tensores

antes de que se produzca el aflojamiento final. Además, es posible mejorar la capacidad de amortiguamiento con la acción simultánea de ambos alambres, como indica el diagrama $F-x$ de la **Figura 13.1c**. Como desventaja hay que mencionar que se perdería, parcial o totalmente, la capacidad de recentrado establecida por la fuerza del plateau de retransformación.

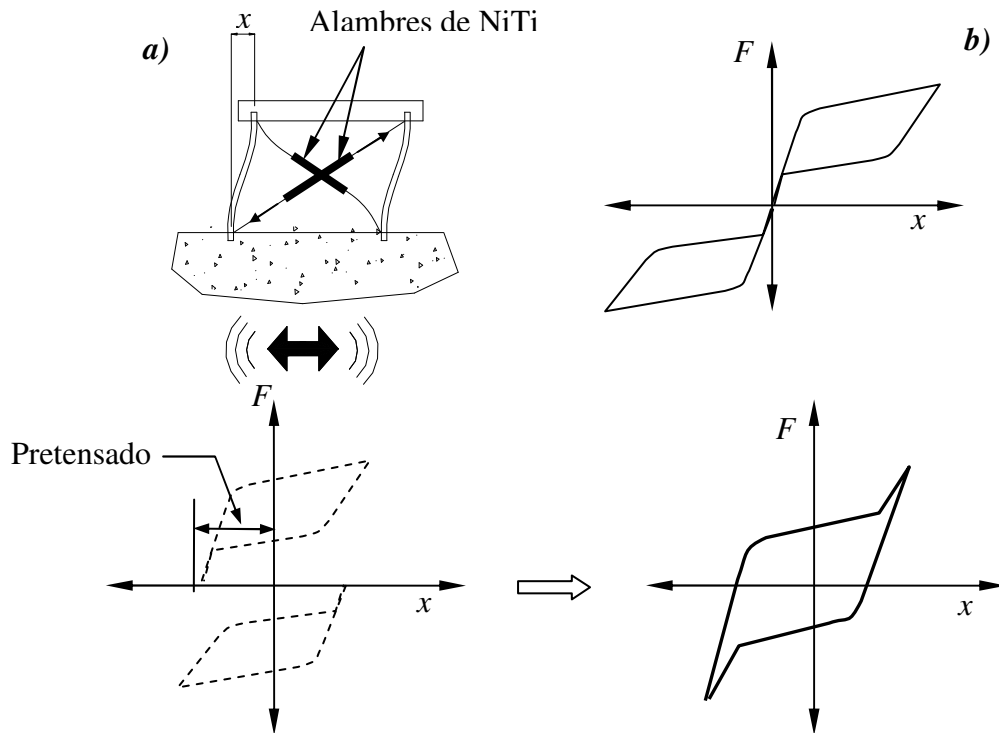


Figura 13.1 a) Disposición simétrica de alambres superelásticos en un pórtico. b) Curvas $F-x$ asociadas a los alambres de NiTi. c) Esquema descriptivo del efecto del pretensado. La curva $F-x$ resultante refleja un incremento en la energía de histéresis pero una pérdida en la capacidad de recentrado.

En este capítulo se describe el diseño de un dispositivo amortiguador de doble acción con alambres de NiTi mediante el cual se mejora el aprovechamiento del material. Esto se logra con un mecanismo que permite que la deformación de un alambre sea proporcional al valor absoluto del desplazamiento x . Además, el dispositivo permite el pretensado de los alambres, sin que esto implique la pérdida de la capacidad de recentrado, como sí se produce en la configuración típica de la **Figura 13.1a**. Se presentan entonces el diseño conceptual, los detalles de la fabricación y algunos resultados de ensayos de

caracterización del comportamiento realizados en la máquina servohidráulica MTS 810. Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en esta caracterización, al final se discuten algunas posibles mejoras a introducir en futuros diseños.

13.2 Funcionamiento Conceptual del Dispositivo de Doble Acción

Tal como se mencionaba en la introducción, la implementación en aplicaciones concretas requiere la búsqueda de formas eficientes de utilizar las *AMF*. Uno de los resultados del proyecto europeo MANSIDE (Memory Alloys for New Seismic Isolation Devices) finalizado en 1999, fue el diseño y posterior fabricación e implementación del dispositivo amortiguador mostrado en la **Figura 1.13**. En este diseño, se puede ver que independientemente del sentido de la deformación, un alambre superelástico está siempre sometido a tracción, logrando así mejorar la eficiencia en el uso del material [Dolce 2000]. Este concepto fue adaptado en nuestro caso de manera de utilizar dos alambres de $2,46\text{ mm}$ de diámetro y unos 100 mm de longitud, actuando en paralelo. En la **Figura 13.2** se describe esquemáticamente el funcionamiento. El sistema consta de dos tubos coaxiales a los cuales se les mecanizan dos correderas en sentido longitudinal, a través de las cuales se introducen dos pernos. En una posición, definida como de *equilibrio*, esquematizada en la **Figura 13.2a**, las correderas están al mismo nivel y cada perno está en contacto simultáneamente con ambos tubos (se han incluido puntos en color rojo para ayudar a visualizar los puntos de contacto entre perno y corredera en las distintas situaciones representadas).

Luego, las **Figuras 13.2b** y **c** explican como los alambres siempre se estiran, cualquiera sea la dirección de la fuerza F aplicada.

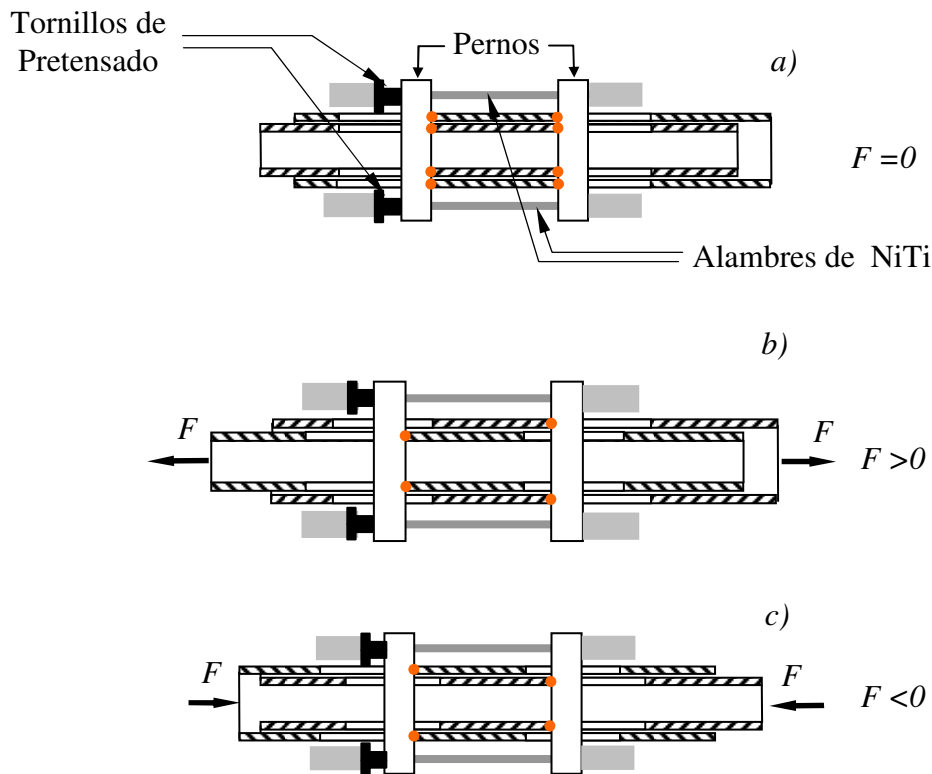


Figura 13.2 Esquema explicativo del funcionamiento del dispositivo amortiguador. *a)* En la posición de equilibrio cada perno está en contacto simultáneamente con los dos tubos porque los extremos de las correderas coinciden. El movimiento relativo de los tubos desplaza a los pernos, que a su vez producen la deformación de los alambres de NiTi. Los alambres presentan deformaciones positivas tanto cuando la fuerza F externa es positiva (*b*) como cuando es negativa (*c*). Para ayudar a la interpretación, los esquemas incluyen los puntos de contacto entre los pernos y los tubos correspondientes a cada caso.

Con los tornillos de pretensado colocados en uno de los pernos se puede aplicar un pretensado a los alambres de NiTi. Cuando la deformación introducida por el pretensado está en el rango superelástico, por ejemplo el punto B en la **Figura 13.3a**, los alambres recorren la trayectoria σ - ε $ABCD$ A. Al configurar $x = 0$ para la posición de equilibrio, el diagrama F - x resultante presenta el aspecto de la **Figura 13.3b**. Los estados F - x a lo largo de una oscilación completa con desplazamientos límites x_{max} y $-x_{max}$ recorren la curva $A'B'C'D'A'OA''B''C''D''A''$ que se corresponde con dos ciclos σ - ε $ABCD$ A de los alambres. En el tramo $A'OA''$ la fuerza cambia de signo con un pequeño desplazamiento.

Allí, la rigidez del sistema está dada por los pernos y los apoyos, siendo mayor que la presentada por los alambres de NiTi. A diferencia de lo que ocurre cuando los alambres se disponen como tensores, como en la **Figura 13.1**, ahora, con el pretensado no se pierden las propiedades de recentrado, sino que se mejoran, ya que es posible disponer de la fuerza dada por plateau de retransformación hasta valores cercanos a $x = 0$.

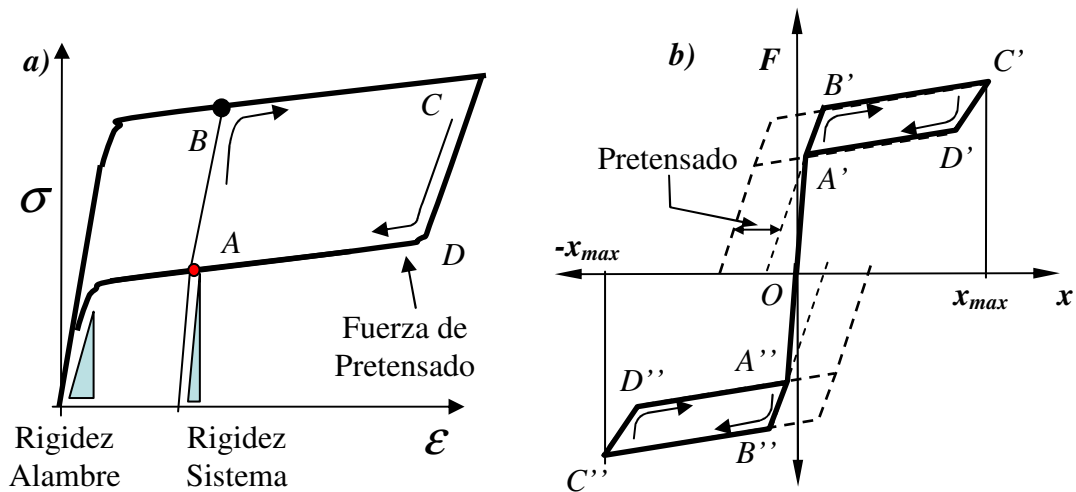


Figura 13.3 Efecto del pretensado de los alambres de NiTi en el dispositivo de la **Figura 13.2**. Con el pretensado los alambres presentan una trayectoria ABCDA, dos veces en una oscilación que se corresponde con la trayectoria A'B'C'D'A'OA''B''C''D''A'' en el diagrama F - x .

Este comportamiento está dirigido a estrategias de aislamiento sísmico. Para eventos sísmicos de pequeña intensidad la rigidez es grande y no se producen grandes desplazamientos. Cuando las fuerzas inerciales alcanzan los niveles del plateau de transformación, desciende la rigidez y disminuyen también las aceleraciones transmitidas a la estructura. El dispositivo provee capacidad de disipación de energía por la histéresis superelástica y al finalizar un movimiento sísmico, la retransformación provee la fuerza necesaria para regresar la estructura al equilibrio.

13.3 Diseño y Fabricación

Se diseñó y fabricó un dispositivo como el ilustrado en **Figura 13.3**. En uno de los extremos de cada tubo se adhirió una tapa con un agujero roscado donde se pueden fijar rótulas como las ilustradas en la Figura para un acoplamiento articulado u otros elementos de unión. En la **Figura 13.4** se han incluido fotografías del dispositivo ya montado para su caracterización en la máquina MTS 810.

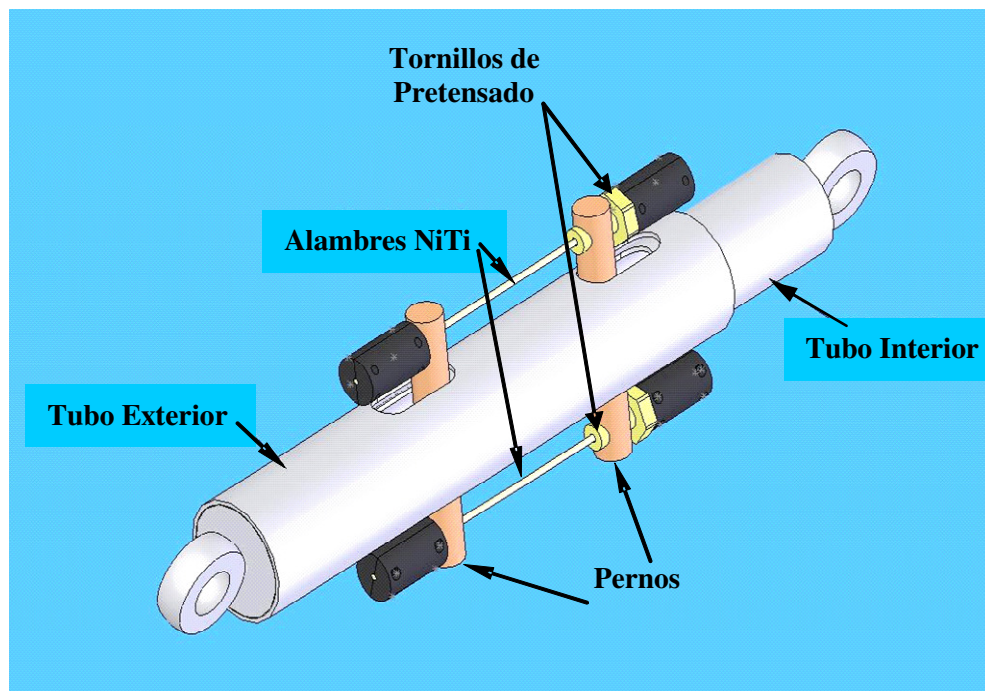


Figura 13.3 Vista en Perspectiva del conjunto armado del dispositivo diseñado, construido y caracterizado en la máquina MTS 810.



Figura 13.4 Imágenes de los dispositivo en la etapa de caracterización.

13.4 Ensayos de Caracterización

Se completó una serie de ensayos de caracterización sobre el dispositivo. En primer lugar se realizó el procedimiento de estabilización del comportamiento de los alambres de NiTi (etapa de entrenamiento). Se caracterizó luego la capacidad disipativa para distintas amplitudes de desplazamiento y frecuencias de ciclado. Los ensayos se realizaron en la

máquina MTS 810 a temperatura ambiente y bajo convección natural. Una vez montado sobre la máquina, se ajustaron los alambres, sin aplicar precarga, configurando la posición de equilibrio. La longitud útil inicial de los alambres, medida entre las mordazas fue de 100 mm . Para los entrenamientos se realizaron 38 ciclos en el rango de desplazamientos $+7\text{ y }-7\text{ mm}$ a una velocidad V_{elong} de 1 mm/min . Esto equivale a 70 ciclos tracción-tracción sobre cada uno de los alambres. En la **Figura 13.6a** se muestran las curvas obtenidas. Durante el procedimiento de entrenamiento los ciclos evolucionan, observándose la estabilización del comportamiento, en acuerdo con lo estudiado en el **Capítulo 4**. En la **Figura 13.6b** se muestra la evolución de la energía disipada por histéresis por unidad de volumen en función del número de ciclos.

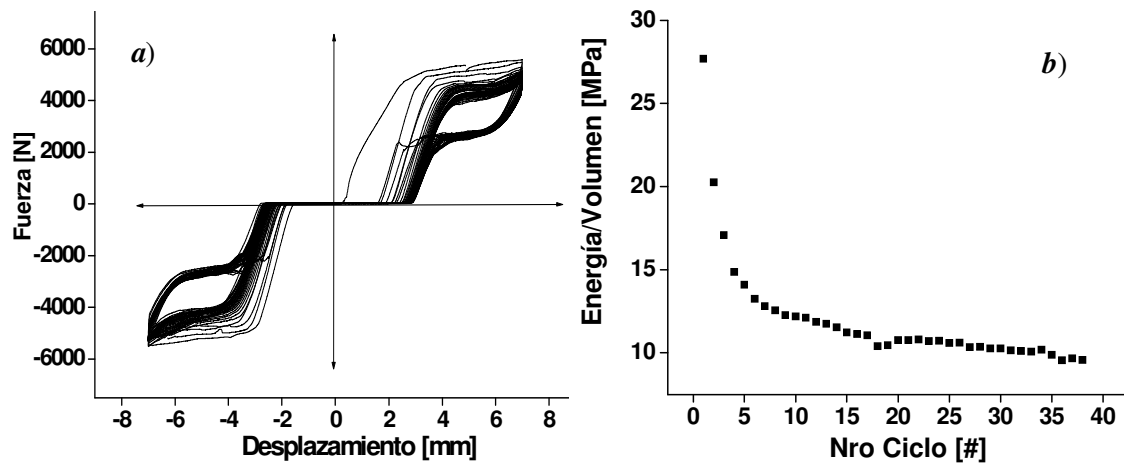


Figura 13.6. Entrenamiento del NiTi sobre el segundo dispositivo. *a)* Curvas σ - ϵ . *b)* Evolución de la energía disipada por histéresis por unidad de volumen a lo largo del procedimiento de entrenamiento.

También se observa en la **Figura 13.6a** que con el ciclado se incrementa la zona central, en la cual, el sistema no toma carga, permaneciendo por lo tanto, inactivo. Este juego incluye la deformación permanente correspondiente al ciclado de entrenamiento, pero se observa que, en términos de porcentaje de deformación (un 3% para un 7% de amplitud de deformación total), resulta apreciablemente mayor que los valores de deformación permanente reportados en el **Capítulo 4**. Finalizada la etapa de estabilización del comportamiento, el juego muerto puede eliminarse a través de los tornillos de pretensado. Luego de este procedimiento, al igual que antes, se redefine un nuevo cero en

la posición de los alambres respecto del dispositivo antes de continuar con los experimentos de caracterización posteriores.

Los ensayos siguientes constaron de paquetes de 50 ciclos separados con pausas de 120 s con amplitud de deformación progresiva de 1, 2, 3, 4 y 5 mm. Esta secuencia se repitió para distintas frecuencias, 0,25, 0,5, 1, 2 y 5 Hz. En la **Figura 13.7** se presentan estos resultados. A pesar de que el juego muerto desarrollado durante el entrenamiento fue eliminado a través de la acción de los tornillos de pretensado, se sigue registrando una zona de inactividad de 1,9 mm. Esta zona muerta adicional es la resultante de la suma de los juegos asociados a los distintos acoplamientos empleados a lo largo del tren de carga ya que se comprobó que no puede ser reducida con los tornillos de pretensado.

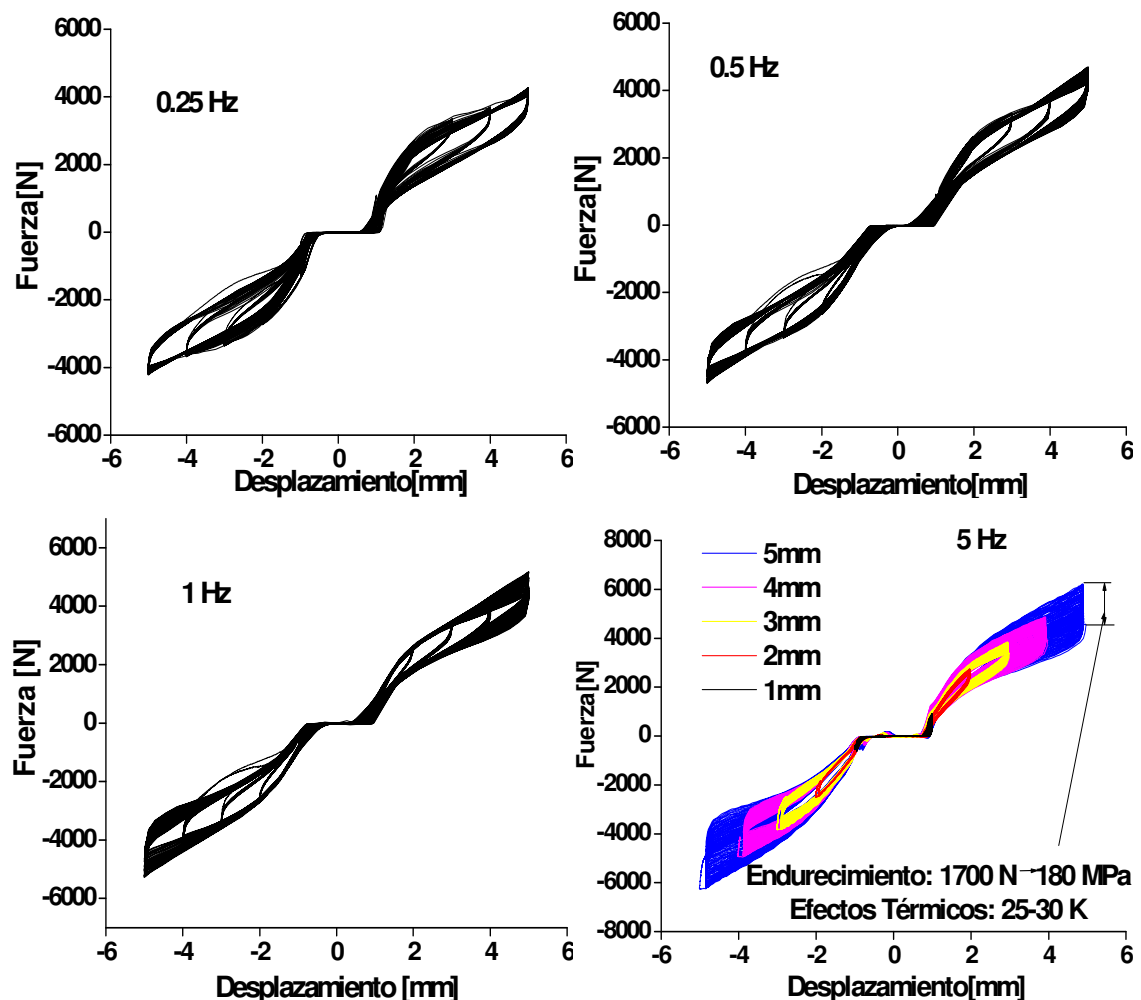


Figura 13.7. Curvas σ - ϵ obtenidas de los ensayos de caracterización a distintas amplitudes de deformación y a 4 frecuencias.

Para todas las frecuencias y amplitudes existe un período transitorio dónde las curvas $F-x$ evolucionan, registrándose incrementos en las fuerzas máximas. Esta evolución se resalta con las curvas en colores para el ciclado realizado a 5 Hz. Debido a los efectos térmicos, se registran incrementos en los valores que alcanza la fuerza máxima durante este transitorio. A 5 Hz y 5 mm de amplitud, se detecta un incremento en la fuerza de 1700 N, que corresponde a un incremento de tensión de 180 MPa. Esto se correspondería con un incremento de temperatura de entre 25 y 30 K de acuerdo a la pendiente de Clausius-Clapeyron para el material utilizado. En el gráfico de la **Figura 13.8** se incluyen los registros de la fuerza en función del tiempo para los ciclados a 5 Hz con amplitud 3, 4 y 5 mm. Las tres curvas exhiben una tendencia, esto es, la fuerza máxima continúa incrementándose. Puede concluirse que con 50 ciclos no se completa el período transitorio bajo estas condiciones de ciclado, por lo que en ciclados mas largos pueden registrarse todavía mayores incrementos en la fuerza máxima.

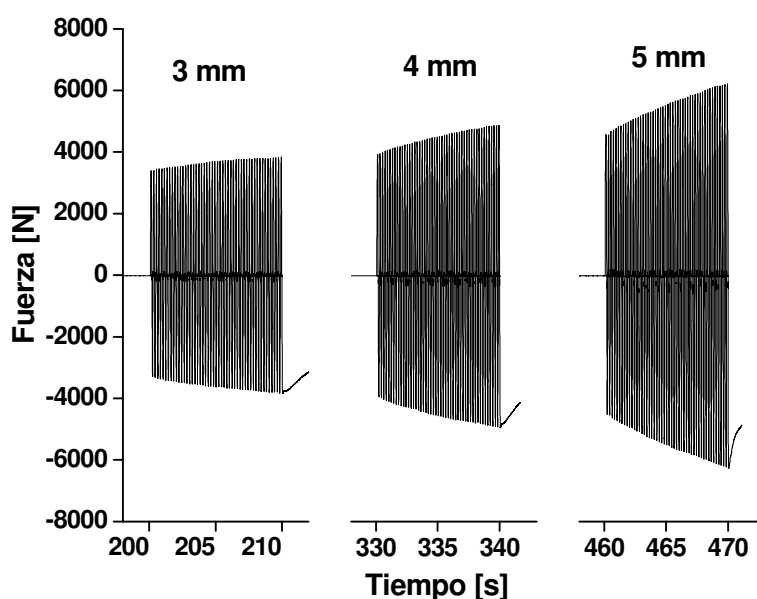


Figura 13.8. Fuerzas en función del tiempo registradas en el ensayo a 5 Hz, para 3, 4 y 5 mm de amplitud de desplazamiento.

Para la evaluación de la eficiencia se computaron la energía disipada por unidad de volumen y el amortiguamiento viscoso equivalente definido en el **Capítulo 1** con la ecuación 1.4. Ambos parámetros se calcularon referidos al último ciclo de cada paquete. Estos resultados se presentan en las **Figuras 13.9 y 13.10**. La energía de histéresis presenta

una dependencia cuadrática con la amplitud del movimiento. Además, dada una amplitud, esta energía depende de la frecuencia. Esta dependencia es mayor para mayores amplitudes. Las mayores energías de histéresis se miden a 2 Hz.

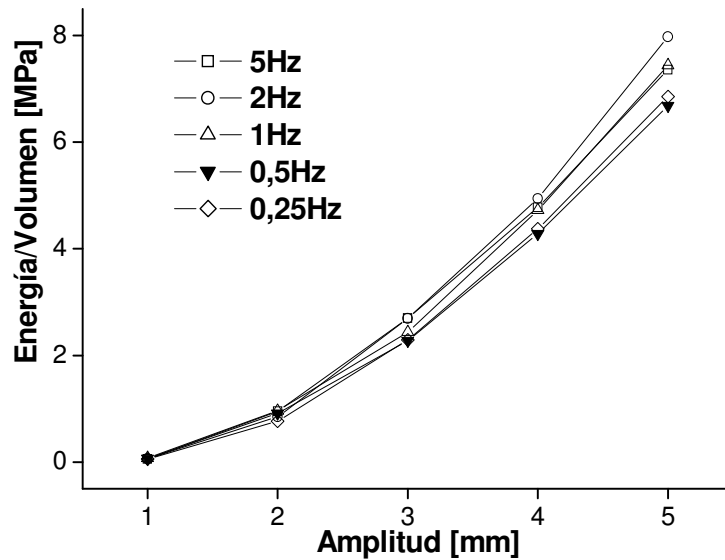


Figura 13.9. Energía disipada por unidad de volumen.

Los ciclos de amplitud de 1 mm , quedan casi exclusivamente en la zona de juego muerto. Quitando estos puntos los valores obtenidos tanto en la energía disipada como para el amortiguamiento viscoso equivalente resultan similares a los medidos por Dolce et al [Dolce 2001].

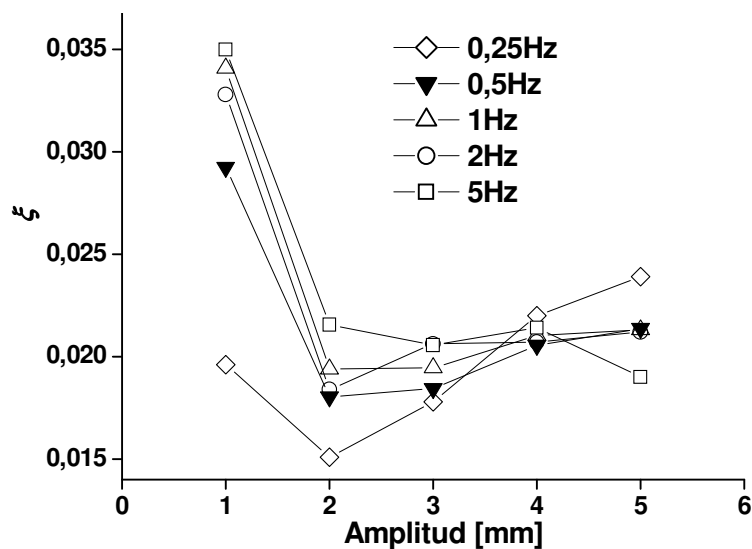


Figura 13.10. Amortiguamiento viscoso equivalente en función de la amplitud

13.5 Mejoras Implementadas

El juego que existe debido al sistema de acoplamiento impide obtener las ventajas del pretensado con las cuales se esperaba explotar las características de recentrado. No obstante, el funcionamiento general del dispositivo diseñado y caracterizado es estable, aún a frecuencias de hasta 5 Hz (que corresponden a una velocidad media de 6000 mm/min). Los valores obtenidos son comparables a los citados en la literatura para dispositivos similares.

Con el propósito de disminuir los juegos introducidos por el sistema de acoplamiento, se propuso modificar la junta articulada por una rígida, quitando las rótulas y uniendo el dispositivo directamente a la máquina con varillas roscadas. Con esta modificación, manteniendo los mismos alambres entrenados, se realizaron ciclados a diferentes frecuencias con 4 mm de amplitud. Como muestra la **Figura 13.11** se logró reducir el juego muerto a menos de 0,6 mm, y el funcionamiento del dispositivo también se mantuvo estable. Se verifica entonces que gran parte del juego se debía a las rótulas y los pernos usados en la unión articulada. Sin embargo, persiste aún una pequeña contribución que debería ser eliminada.

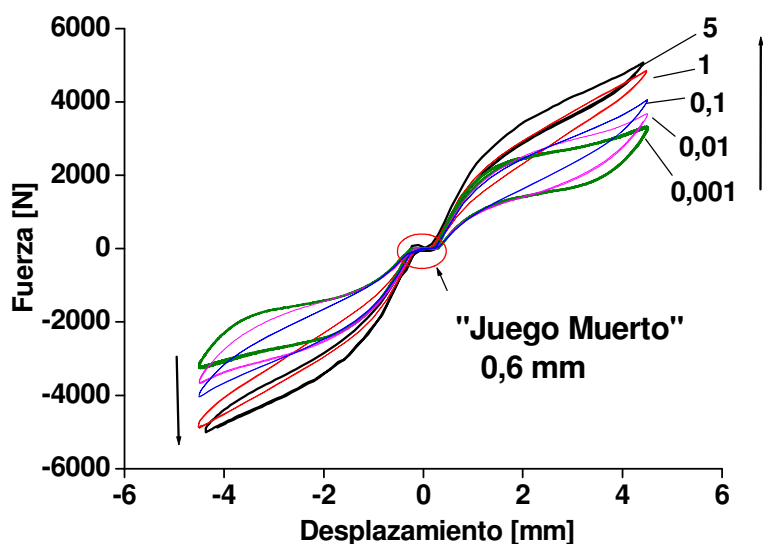


Figura 13.11. Ciclos obtenidos a distintas frecuencias (señaladas en Hz) uniendo rígidamente el amortiguador a la máquina de ensayos.

Se detectó un defecto de terminación en el mecanizado de las correderas en la zona de contacto con los pernos. El próximo paso es mecanizar nuevamente dicha zona y ensayar nuevamente el dispositivo. Una vez conseguido un funcionamiento con juego nulo o muy pequeño pueden estudiarse los ciclos con diferentes pretensados. No obstante, lo más importante sería concretar ensayos de respuesta dinámica similares a los realizados en IMERIS y descritos en el **Capítulo 10** en modelos de estructuras realistas a fin de poder evaluar la eficiencia en situaciones más cercanas a las de una posible aplicación real.

14 Comentarios Finales

14.1 Conclusiones Generales

A lo largo del presente trabajo de Tesis se estudiaron distintos aspectos relacionados con la posibilidad de utilización de alambres de NiTi en aplicaciones de disipación de energía. A continuación se realiza un resumen de los resultados más significativos y se presentan las conclusiones generales obtenidas.

Teniendo en cuenta el tipo de aplicaciones consideradas, se trabajó en primer lugar (Capítulo 3) en el desarrollo de un método que permitiera evaluar la respuesta en frecuencia de estructuras con elementos disipadores superelásticos incorporados. Se utilizó para ello un método analítico basado en el módulo complejo adaptado para el análisis de estructuras con una disposición particular de alambres superelásticos. El método desarrollado permite además entender los efectos en la respuesta originados por las características no lineales asociadas al comportamiento de las *AMF* utilizadas. Con esta herramienta desarrollada se puede realizar entonces una caracterización de los efectos del agregado de elementos disipadores basados en *AMF* midiendo las variables del módulo complejo para diferentes condiciones de ciclado. El método, sin embargo, es sólo aplicable en casos de solicitaciones armónicas. Por otro lado, se supuso aquí un modelo de comportamiento para el material estable en el tiempo. Esta situación puede aproximarse en la realidad sólo en situaciones donde el alambre sea sometido a un proceso previo de entrenamiento. En efecto, el material estudiado presenta una fuerte dependencia de sus propiedades funcionales con el número de ciclos. Se puede observar una importante evolución en las tensiones correspondientes a los plateaus de transformación, una disminución en la energía asociada a la histéresis así como un aumento progresivo de la deformación permanente con el número de ciclos (Capítulo 4). La magnitud de estas evoluciones disminuye asintóticamente hasta que puede considerarse que se ha alcanzado un comportamiento suficientemente estable, situación que resulta muy conveniente para una posterior caracterización. Cabe aclarar aquí que, si bien en la práctica se utilizó un centenar de ciclos para este ciclado inicial de *entrenamiento*, pudo observarse que la asíntota no es totalmente horizontal. Esto sugiere que las propiedades del material continúan todavía evolucionando y las evoluciones posteriores, aunque de manera menos

importante, podrían todavía contribuir a variaciones adicionales en el comportamiento. Algunos valores de referencia para la condición “estabilizada” a temperatura ambiente son ΔW de 5 a 10 MJ/m^3 ($\text{MJ/m}^3 = \text{MPa}$) para la energía de histéresis por unidad de volumen, y SDC de 0,3 a 0,5 para el amortiguamiento específico, dependiendo de las condiciones en las que se hizo el entrenamiento. En general el alambre de 0,5 mm de diámetro exhibe mejores propiedades disipativas que el de 2,46 mm de diámetro para idénticas condiciones de entrenamiento.

Sobre muestras entrenadas se estudió el efecto del ciclado para diferentes amplitudes. Utilizando velocidades de deformación bajas (0,1 y 1 mm/min), se midió una dependencia lineal de ΔW con la amplitud para ambos alambres. Los ensayos realizados a mayores velocidades en alambres gruesos exhiben una dependencia cuadrática de ΔW , la que a su vez depende de las velocidades o frecuencias utilizadas.

La fuerte dependencia de las curvas $\sigma - \epsilon$ con la velocidad de deformación permite dar cuenta de la importancia de los efectos térmicos asociados a la transformación martensítica. Esto se debe al acople de la respuesta mecánica con la temperatura (dependencia tipo Clausius-Clapeyron), teniendo en cuenta que esta última es modificada por efectos del calor latente asociado a la propia transformación. Todas las curvas de ΔW y de SDC en función de V_{elong} , o de la frecuencia de ciclado obtenidas bajo diferentes condiciones de transferencia térmica con el medio ambiente (convección), exhiben un máximo y una dependencia menor para las mayores velocidades ensayadas. La posición del máximo varía según el diámetro, la amplitud y las mencionadas condiciones de convección. Más allá de esta dependencia de las curvas con la velocidad, resulta importante también la evolución transitoria de las mismas en un ciclado a una frecuencia fija, originada por el trabajo inelástico neto que ingresa al material y que no alcanza a ser disipado al exterior. Uno de los objetivos de estos experimentos es describir con un criterio general las trayectorias $\sigma - \epsilon$ observadas. Queda claro que esto no puede hacerse sin considerar el acoplamiento entre los efectos térmicos asociados al calor latente de la transformación y al trabajo inelástico con la respuesta mecánica.

En el Capítulo 5 se realizó un estudio de fatiga estructural con el objetivo de investigar el número de ciclos hasta la fractura para los alambres de 2,46 mm de diámetro. Los ensayos realizados muestran una dependencia definida en función de la tensión uniaxial máxima alcanzada en el ciclado. Esta tensión depende de la historia del ciclado.

Se observó que para una misma amplitud de deformación se obtienen menores tensiones máximas aplicando un entrenamiento previo que incluya ciclos a mayores amplitudes, prolongando así la vida a la fatiga. La curva S-N obtenida sugiere que con tensiones máximas por debajo de los 200 MPa se superan los 10^5 ciclos de vida hasta la fractura, aunque se ve sacrificada gran parte de la capacidad disipativa. No obstante se obtienen niveles importantes de energía de histéresis en la zona de la curva S-N donde el material puede alcanzar varios miles de ciclos. En este sentido, las aleaciones de NiTi resultan superiores a las de base Cu o a aceros estructurales ciclados en régimen elastoplástico.

En el análisis de las fractografías con microscopía electrónica de barrido realizado sobre una de las muestras ensayadas se distinguen las etapas de crecimiento subcrítico y de fractura final. La mayor parte de la vida del alambre es consumida durante la nucleación de la fisura que luego se propaga subcríticamente. Se observaron en la superficie lateral inclusiones de TiC y defectos provenientes del proceso de fabricación del alambre que podrían actuar como sitios de nucleación de los defectos.

En otra serie de ensayos se estudiaron los mecanismos de deformación que tienen lugar durante la transformación superelástica (Capítulo 6). Se realizaron para ello experimentos específicos en los que la deformación de las muestras fue caracterizada utilizando extensómetros. Se observó que la transformación tiene lugar por medio de frentes móviles donde se localiza la deformación. Los ensayos muestran que el carácter localizado puede depender de la velocidad de deformación y también del número de ciclos. En un experimento sobre una probeta adelgazada se midieron 65 MPa de diferencia entre las tensiones de nucleación y de propagación para un frente de martensita. Este umbral disminuye con el número de ciclos asintóticamente, junto con el resto de las propiedades. Así se puede explicar la nucleación de mayor cantidad de frentes cuando aumenta V_{elong} o cuando se incrementa el número de ciclos, ya que el incremento local de temperatura de un frente móvil puede alcanzar el umbral necesario para que se produzca la nucleación en un sitio a menor temperatura.

Con el propósito de entender las causas responsables de la ocurrencia del fenómeno de localización de la transformación inducida por tensiones se evaluó el problema del estado de tensiones que se genera en el entorno de una interfaz causado por las deformaciones asociadas a la transformación (Capítulo 7). Esto se hizo considerando una geometría 2D axisimétrica que representa un alambre de 2,5 mm de diámetro. La

concentración de tensiones en ese lugar sería la responsable de que la transformación se localice en la interfaz y no en otras posiciones. De hecho, durante la simulación del proceso de carga en un dominio axisimétrico, suponiendo un comportamiento elastoplástico, se obtiene la localización como parte de la solución, sin hipótesis adicionales. Se utilizó un comportamiento elastoplástico que resulta análogo al comportamiento mecánico en un proceso de transformación superelástica. También de estos análisis se concluye que el frente de transformación no presenta un límite bien definido sino que existe un gradiente en los campos de fase y deformación que se desarrolla a lo largo de unos 4 mm para la geometría adoptada. Esta información fue incorporada al modelo termomecánico desarrollado posteriormente. Un resultado interesante es que el paso de un frente de transformación deja establecido un perfil de tensiones residuales en la sección transversal del alambre.

Los efectos térmicos fueron estudiados numéricamente modelando los alambres como un dominio unidimensional (Capítulo 8). Se pudieron evaluar así los efectos de la velocidad de elongación y las condiciones de convección en el campo de temperaturas desarrollado. Posteriormente, la implementación de esta rutina numérica a un modelo de comportamiento mecánico permitió simular trayectorias σ - ϵ que resultan de acoplamiento de los efectos térmicos que modifican la respuesta mecánica. Para este modelo se consideraron criterios para la propagación y nucleación de interfaces basados en los resultados experimentales presentados en el Capítulo 6. Los resultados reproducen razonablemente la dependencia de las curvas σ - ϵ con V_{elong} y con las condiciones de convección. Es posible interpretar las particularidades de las curvas σ - ϵ en función del movimiento de las interfaces, que se nuclean, colapsan e interactúan térmicamente. Por otro lado se evaluó numéricamente el calentamiento producido en el material cuando el calor asociado al trabajo inelástico no puede disiparse al exterior. El modelo reproduce correctamente la disminución en la energía de histéresis observada luego del transitorio térmico en ciclados a altas velocidades.

Finalmente se introdujo en el modelo termomecánico una ley para describir los efectos del ciclado en la variación de las propiedades funcionales. Para esto se definió la variable Z_{accum} , con la que se da cuenta de la cantidad de veces que una posición transformó, y en función de esto se calculan las tensiones de transformación locales, que disminuyen asintóticamente. De esta manera se simularon los ciclados de entrenamiento con amplitud

fija del Capítulo 4, un ciclado de entrenamiento con amplitudes progresivas tomado del Capítulo 5 y uno de los ciclados a diferentes amplitudes sobre una muestra ya entrenada. En general los resultados reproducen cualitativamente las características observadas en los experimentos. Un aspecto que no es reproducido por este enfoque termomecánico es la transición no lineal que se presenta entre las zonas elástica y las de transformación en los alambres de $2,46\text{ mm}$ de diámetro. En estos tramos del ciclo, según se determinó experimentalmente en el Capítulo 6 la deformación se produce homogéneamente, por lo que no existe el movimiento de frentes de transformación. Cuando las amplitudes de deformación son pequeñas, las trayectorias quedan dominadas por estas transiciones.

En lo que respecta al estudio de aplicaciones concretas, los ensayos realizados sobre la estructura de pórtico flexible (Capítulos 10 y 11) en el laboratorio de INVAP y en el IMERIS, permitieron comparar las respuestas dinámicas del pórtico, con y sin alambres de NiTi. Se pudo verificar así, experimentalmente, la capacidad de mitigar los efectos de oscilaciones utilizando alambres de NiTi. En el caso de estudio con los ensayos realizados en el ELSA se puede verificar que aún deformado en amplitudes que no superan el 2% un alambre de NiTi puede ayudar a la mitigación de las oscilaciones de cables estructurales utilizados en puentes, disipando energía por su histéresis superelástica.

Finalmente, en el Capítulo 13, con la presentación del concepto del dispositivo de doble acción, lo más importante fue la construcción y caracterización del dispositivo, que demostró un funcionamiento estable, y permitió realizar ciclados de hasta 5 Hz sin presentar inconvenientes. La imposibilidad de quitar definitivamente los juegos constituye un inconveniente técnico que se espera solucionar en el corto plazo para de esta manera continuar con la caracterización del dispositivo y explotar su capacidad de recentrado.

Como conclusión global, los resultados obtenidos a lo largo del trabajo, sobre todo en la parte de aplicaciones, muestran las posibilidades concretas de las aleaciones de NiTi superelástico en la mitigación de oscilaciones causadas por cargas dinámicas. Con las investigaciones futuras en el ámbito de la ciencia de materiales se espera profundizar el conocimiento de la fenomenología subyacente al Efecto Superelástico. Más allá de esto, resulta fundamental dirigir los esfuerzos al diseño y ensayo de dispositivos para explotar de manera eficiente las capacidades del NiTi estudiadas aquí. En este sentido, las herramientas numéricas desarrolladas en este trabajo pueden ser un aporte importante para la evaluación preliminar de situaciones concretas.

14.2 Perspectivas a Futuro

La complejidad que presenta la temática estudiada hace posible profundizar la investigación en la mayoría de los aspectos que han sido abordados a lo largo del trabajo.

Con el objetivo de seguir avanzando en el desarrollo de aplicaciones concretas, se están planificando nuevos experimentos con los dispositivos de doble acción. En primer lugar se realizarán nuevos ensayos en la máquina MTS, evaluando la posibilidad de explotar la capacidad de recentrado del amortiguador mediante el pretensado de los alambres. Por otro lado, sería fundamental la realización de experimentos de respuesta dinámica, adaptando el dispositivo a una estructura a escala utilizando para ello las facilidades disponibles a través de la colaboración que se mantiene con otros grupos en el IMERIS y la UNCuyo. Estas tareas deben complementarse con evaluaciones numéricas y la elaboración de criterios de optimización.

En lo que respecta a los estudios de caracterización del material, existen varias direcciones relacionadas entre si por las cuales se planea continuar la investigación. En primer lugar, y vinculado al carácter localizado de la transformación, se busca ahora evaluar, con ensayos uniaxiales de tracción cíclica, el efecto del tiempo que cada porción de un alambre pasa en fase martensítica en la evolución de sus propiedades. Esto estaría vinculado a la inclinación que se desarrolla en los plateaus de transformación cuando acumulan ciclos superelásticos.

También sería importante realizar ciclados superelásticos con el monitoreo de los campos de temperaturas y de deformación. Podrán evaluarse experimentalmente las características de la transformación localizada y los eventos de nucleación de nuevos frentes. Además se intentarán comprender los aspectos que no pueden ser interpretados por la interacción térmica de los frentes, como las transiciones no lineales entre los tramos de deformación elástica y los de transformación.

Por otro lado, se completará un análisis de la microestructura por medio de microscopía de transmisión. La idea es comparar muestras tomadas de alambres sin ciclos y con varios miles de ciclos, y de ser posible, establecer una relación entre los cambios en el comportamiento mecánico y los que tienen lugar en la microestructura.

Lo realizado con el modelo elastoplástico en el Capítulo 7 puede ser mejorado, elaborando directamente un modelo de comportamiento superelástico, también apto para geometrías 2D o 3D, con el que se puedan simular ciclos completos de carga y descarga. El

comportamiento del material puede implementarse con rutinas *ad hoc* sobre programas comerciales de elementos finitos. De esta manera se podrá evaluar el rol que juegan las tensiones residuales originadas en una sección del alambre después del pasaje de un frente de transformación en el posterior ciclado. La idea, en principio, es mantener el enfoque de mecánica del continuo sin introducir por ahora criterios de plasticidad cristalográfica.

En cuanto al modelo termomecánico desarrollado, la idea es mejorar sus capacidades con la información provista por los ensayos, manteniendo la formulación unidimensional. Como próximos pasos está previsto trabajar con las leyes de evolución de las propiedades locales con el ciclado, incorporando además de la cantidad de ciclos, los efectos de la temperatura y del tiempo transcurrido en fase martensítica.

Agradecimientos

Me gustaría, en estas líneas, destacar a todas las personas que me ayudaron durante estos años de trabajo y formación. En primer lugar, a todos los integrantes del grupo de Física de Metales, quienes hacen que las tareas se lleven a cabo en un ambiente de total camaradería; en especial a Alejandro Yawny que dirigió este trabajo junto a Francisco Lovey. A ambos estoy sumamente agradecido por la paciencia, el tiempo dedicado y los conocimientos brindados. También agradezco a Vicenç Torra, por sus valiosos aportes en los experimentos y discusiones compartidas a lo largo de todo este período.

A todo el personal técnico, especialmente Pablo Riquelme, Raúl Stuke y Jorge Bergaglio quienes brindaron toda asistencia cada vez que fue necesario. Aquí también quiero destacar al ingeniero Hugo Alberto Soul y a Pepón Ceballos, que desde otras latitudes, pusieron manos a la obra con los dispositivos con el mismo entusiasmo de un padre cuando ayuda a su hijo con los deberes de la escuela.

Para los experimentos realizados en laboratorios externos al CAB, contamos con la valiosísima ayuda de Darío Roulliez de INVAP SE y de Oscar Curadelli y Daniel Ambrosini del IMERIS en la Universidad de Cuyo. A todos ellos, muchas gracias!

También a los miembros del tribunal quienes además de su tarea evaluadora aportaron sugerencias importantísimas para la presentación de la versión final de la tesis; especialmente a Jorge Pelegrina y a Graciela Bertolino.

Un especial agradecimiento a Marcela por la invaluable ayuda brindada desde la secretaría.

No me quiero olvidar de mi amada compañera, Naty, mis queridísimos viejos, Elida y Hugo y hermanos Julia, Luis e Inés. Y por supuesto, quiero dejar un destacadísimo lugarcito de agradecimiento y dedicatoria a todos los Amantes de Colombina, junto a quienes espero pronto volver a marchar, regando las flores que supimos sembrar.

Bibliografía

- [Ashby 2005] M. Ashby; *Materials Selection in Mechanicals Design*; 2^{da} edición; Oxford; 2000; Butterworth-Hinemann.
- [Alford 1964] J. Alford, G. Housner, R. Martel; *Spectrum Analysis of Strong Motion Earthquakes*; First Technical Report; Office of Naval Research; California Institute of Technology; Pasadena; California; 1951 (Revised 1964).
- [Antonucci 2001] R. Antonucci, F. Balducci, M. Castellano, H. Ahmadi, I. Goodchild, K. Fuller; *Viscoelastic Dampers For Seismic Protection of Buildings; An Application to an Existing Building*; Proceeding of the 5th world Congress of Joints, Bearings and Seismic Systems for Concrete Structures; Roma, Italia; Octubre 2001.
- [Azadi 2007] B. Azadi, R. Rajapakse, D. Maijer; Multi-dimensional constitutive modeling of SMA during unstable pseudoelastic behavior; *International Journal of Solids and Structures*; **44**, 6473–6490; 2007.
- [Baratta 2002] A. Baratta, I. Corbi; On the dynamic behavior of elastic–plastic structures equipped with pseudoelastic SMA reinforcements; *Computational Materials Science*; **25**, 1–13; 2002.
- [Baratta 2004] A. Baratta, I. Corbi; Optimal design of base-isolators in multi-storey buildings; *Computers and Structures*; **82**, 2199–2209; 2004.
- [Bhattacharya 2004] Bhattacharya K, Conti S, Zanzotto G, Zimmer; Crystal symmetry and the reversibility of martensitic transformation; *J. Nature*; **428**, 55-59; 2004.
- [Bhaskararao 2006] A. Bhaskararao, R. Jangid; Seismic analysis of structures connected with friction dampers; *Engineering Structures*; **28**, 690–703; 2006.
- [Brailovsky 2003] V. Brailovsky, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu; *Shape Memory Alloys*; Ecole de technologie superiere; Québec; 2003.
- [Buehler 1963] W. Buehler, J. Gilfrich, R. Wiley; Effects of low temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi, *Journal of Applied Physics*; **34**, 1473-1475; 1963.

- [Burden 1998] R. Burden, J. Faires; *Análisis Numérico*; 6ta edición; México D.F.; 1998; International Thomson Editors.
- [Casciati 2008] F. Casciati, L. Faravelli, A. Isalgue, F. Martorell, H. Soul, V. Torra; SMA fatigue in civil engineering applications; *Advances in Science and Technology*; **59**, 168-177; 2008.
- [Castellano 2000] M. Castellano; Proceedings of the Final Workshop of the ISTECH Project; junio 2000; Ispra Italia.
- [Castellano 2001] M. Castellano; Applications of seismic devices on Italian heritage cultural structures; Proceedings of the 7th International Seminar of Seismic isolations, passive dissipation, and active control of vibrations of structures, Assisi, Italia; Octubre 2-5-2001.
- [Cahn 1995] R. W. Cahn, P. Haasen; *Physical Metallurgy*; 4ta edición; Amsterdam; 1996; North Holland.
- [Calloch 2006] S. Calloch, K. Taillard, S. A. Chirani, C. Lexcelent, E. Patoor; Relation between the martensite volume fraction and the equivalent transformation strain in shape memory alloys; *Materials Science and Engineering A*; **438**, 441–444; 2006.
- [Caughey 1960] T. Caughey, Sinusoidal excitation of a system with bilinear hysteresis; *Journal of Applied Mechanics*; **27**, 640–643; 1960.
- [Chambers 2004] J. Chambers, T. Kelly; Nonlinear Dynamic Analysis-The Only Option For Irregular Structures; (En la 13th World Conference on Earthquake Engineering); Proceedings of the 13th World Conference on Earthquake Engineering; paper nro 1389; Agosto 2004; Vancouver; Canadá.
- [Chopra 2003] A Chopra, C. Chintanapakdee; Inelastic Deformation Ratios for Design and Evaluation of Structures: Single-Degree-of-Freedom Bilinear Systems; College of Engineering, University of California, Berkeley; EERC 2003-09; 2009.
- [Churchill 2009] C. Churchill, J. Shaw, M. Iadicola; Tips and tricks for characterizing shape memory alloy wire: Part 2, Fundamental Isothermal Responses; *Experimental Techniques*; **2**, 51-62; 2009.

- [Debdutta 2008] R. Debdutta, V. Buravalla, P. Mangalgiri, S. Allegavi, U. Ramamurtya; Mechanical characterization of NiTi SMA wires using a dynamic mechanical analyzer; *Materials Science and Engineering A*; **494**, 429-425; 2008.
- [Dell Ville 2010] R. Dell ville, B. Malard, J. Pilch, P. Sittner, D. Schryvers; Microstructure changes during non-conventional heat treatment of thin Ni–Ti wires by pulsed electric current studied by transmission electron microscopy; *Acta Materialia*; **58**, 4503–4515; 2010.
- [Des Roches 2002] R. Des Roches , M. Delemont; Seismic retrofit of simply supported bridges using shape memory alloys; *Engineering Structures*; **24**, 325–332; 2002.
- [Dolce, 2000] M. Dolce, D. Cardone, R. Marnetto; Implementation and testing of passive control devices based on shape memory alloys; *Earthquake Engineering and Structures. Dynamics*; **29**, 945-968; 2000.
- [Dolce 2001] M. Dolce, D. Cardone, R. Marnetto; SMA Re-centering Devices for Seismic Isolation of Civil Structures; Smart systems for bridges, structures, and highways. Conference; Newport Beach, USA; mayo 2001; *SPIE proceedings series*; **4330**, 238-24; 2001.
- [Dolce 2001b] M. Dolce, D. Cardone; Mechanical Behaviour of Shape Memory Alloys for Seismic Applications; *International Journal of Mechanical Sciences*; **43**, 2657-2677; 2001.
- [Dolce 2003] D. Cardone, G. De Canio, M. Dolce, *et al*; Comparison Of Different Passive Control Techniques Through Shaking Table Tests; *Proceedings of the 8th World Seminar on Seismic Isolation, Energy Dissipation and Active Vibration Control of Structure*, Yerevan, Armenia, October , 2003.
- [Dolce 2005] M. Dolce, D. Cardone, F. C. Ponzo, C. Valente; Shaking table tests on reinforced concrete frames without and with passive control systems; *Earthquake Engineering and Structural Dynamics*; **34**, 1687–1717; 2005.
- [Dolce 2005b] M. Dolce, D. Cardone; Fatigue resistance of SMA-martensite bars subjected to flexural bending; *International Journal of Mechanical Sciences*; **47**, 1693-1717; 2005.

[Duerig 1990] T W Duerig, K N Melton, D Stöckel, C M Wayman; Engineerig Aspects of Shape Memory Alloys; 1er edición; Londres; 1990; Butterworth-Hinemann.

[Eggeler 2004] G. Eggeler, E. Hornbogen, A. Yawny, A. Heckmann, M. Wagner; Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys; *Materials Science and Engineering A*; **378**, 24–33; 2004.

[Funakubo 1984] H Funakubo; Shape Memory Alloys; 1er edición; New York; 1987; Gordon and Breach Science Publisher.

[Gall 2000] K. Gall, T. Lim, D. McDowell, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov; The role of intergranular constraint on the stress-induced martensitic transformation in textured polycrystalline NiTi; *International Journal of Plasticity*; **16**, 1189-1214; 2000.

[Gandhi 1999] F. Gandhi, D. Wolons; Characterization of the pseudoelastic damping behavior of shape memory alloy wires using complex modulus; *Smart Materials and Structures*; **8**, 49-56; 1999.

[Ghosh 2004] S. Ghosh, A. Fanella; Seismic and Wind Design of Concrete Buildings; 1er edición; International Code Council Inc; United States of America; 2004.

[Hanks 1979] T. Hanks, H.Kanamori; A moment magnitude scale; *Journal of geophysical research*; **84**, 2348-2350; 1979.

[He 2010] Y. He, Y. Yin, R. Zhou, Q. Sun; Ambient effect on damping peak of NiTi shape memory alloy; *Materials Letters*; **64**, 1483-1486; 2010.

[He 2010b] Y. He, Q. Sun; Rate-dependent domain spacing in a stretched NiTi strip; *International Journal of Solids and Structures*; **47**, 2775-2783; 2010

[Heller 2009] L. Heller, P. Sittner, J. Pilch, M. Landa; Factors Controlling Superelastic Damping Capacity of SMAs; *Journal of Materials Engineering and Performance*; **18**, 603 - 611; 2009.

[Hill 1950] R. Hill; The Mathematical Theory Of Plasticity; 1er edición; New York; Oxford University Press; 1950

[Honeycombe 1995] Honeycombe R., Badheshia H.K.; Steels, Microstructures and Properties; Segunda Edición; Londres, 1995; Edward Arnold.

- [Huang 2004] W.M. Huang; Transformation front in shape memory alloys; *Materials Science and Engineering A*; **392**, 121–129; 2005.
- [Iadicola 2002] M. Iadicola, J. Shaw; The Effect of Uniaxial Cyclic Deformation on the Evolution of Phase Transformation Fronts in Pseudoelastic NiTi Wire; *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*; **13**, 143-155; 2002.
- [Iadicola 2004] M. Iadicola, J. Shaw; Rate and thermal sensitivities of unstable transformation behavior in a shape memory alloy; *International Journal of Plasticity*; **20**, 577–605; 2004.
- [Iadicola 2008] M. A. Iadicola, S. A. Shaw; The Effect of Uniaxial Cyclic Deformation on the Evolution of Phase Transformation Fronts in Pseudoelastic NiTi Wire; *Journal of intelligent material systems and structures*; **13**, 143-155; 2008.
- [Incropera 1996] Incropera, D. DeWitt; *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*; 4^{ta} edición ; John Wiley & Sons; Toronto, 1996.
- [Isalgue 2008] A. Isalgue, V. Torra, A. Yawny, F. C. Lovey; Metastable Effects On Martensitic Transformation In Sma, Part VI, The Clausius–Clapeyron relationship; *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*; **91**, 991-998; 2008.
- [Johnson 2008] R. Johnson, J. Padgett, M. Maragakis, R. DesRoches; M. Saiidi; Large scale testing of nitinol shape memory alloy devices for retrofitting of bridges; *Smart Materials and Structures*; **17**, 1-10; 2008.
- [Kelly 2001] T. Kelly; *Basis Isolation in Structures, Design Guidelines*; Holmes Consulting Group; 2001; Wellington, New Zealand.
- [Kelly 2001b] T. Kelly; *In Structure Damping And Energy Dissipation; Design Guidelines*; Holmes Consulting Group; New Zealand; 2001.
- [Lewis 1979] Lewis E., K. Morgan; *Numerical Methods in Thermal Problems*; 1er edición; 1979; Swansea, UK; Redwood Burn Limited.
- [Liu 1999] Y. Liu; On the nucleation and propagation of stress-induced martensitic transformation in NiTi; *Materials Science & Engineering A*; **271**, 506–508; 1999.

[Maletta 2009] C. Maletta, A. Falvo, F. Furguele, J. Reddy; A phenomenological model for superelasticity in NiTi alloys; *Smart Materials and Structures*; **18**, artículo nro. 025005; 2009.

[Manchiraju 2010] S. Manchiraju, P. Anderson; Coupling between martensitic phase transformations and plasticity: A microstructure-based finite element model; *International Journal of Plasticity*; **26**, 1508-1527; 2010.

[Martelli 2006] A. Martelli; Modern Seismic Protection Systems for Civil and Industrial Structures; Final Report of the SAMCO 2006; F11 Selected Papers; 2006;

[Massalski 1990] T. Massalski, H. Okamoto, P. Subramanian, L Kacprzak; Binary alloy phase diagrams; 2nd edition, **3** ; 2874. 1990; Materials Park; ASM International;

[Masuda 2002] A. Masuda, M. Noori; Optimization of hysteretic characteristics of damping devices based on pseudoelastic shape memory alloys ;*International Journal of Non-Linear Mechanics*; **37**, 1375 – 1386, 2002.

[Mc Cormick 2006] Mc Cormick, R. DesRosches, D. Fugazza, F. Auricchio, Seismic Vibration Control Using Superelastic Shape Memory Alloys; *Journal of Engineering Materials and Technology*, **128**, 294-301; 2006.

[Mc Kelvey 1999] A. Mc Kelvey, R. Ritchie; Fatigue-Crack Propagation in Nitinol, a Shape Memory and Superelastic Endovascular Stent Material; *Journal of Biomedical Materials Research*; **47**, 301-307; 1999.

[Messner 2003] C. Messner, E. Werner; Temperature distribution due to localised martensitic transformation in SMA tensile test specimens; *Computational Materials Science*; **26**, 95–101; 2003.

[Memry 2011] www.memry.com; Sitio Web de Memry GMBH (fabricante y proveedor de nitinol)

[Miller 1997] K. Miller; The three thresholds for fatigue crack propagation; Fatigue and fracture mechanics: 27th volume, *ASTM STP*, **1296**, 267-286; 1997.

[Miyazaki 1981] S. Miyazaki, K. Otsuka, Y. Suzuki; Transformation pseudoelasticity and deformation behavior in a Ti–50.6 at.% Ni alloy; *Scripta Metallurgica*; **15**, 287-291; 1981.

- [Miyazaki 1986] S. Miyazaki, T. Imai, Y. Igo, K. Otsuka, Effect of Cyclic Deformation on the Pseudoelasticity Characteristics of Ni-Ti Alloys; *Metallurgical Transactions A*; **17**, 115-120; 1986.
- [Miyazaki 1988] S. Miyazaki, Y. Sugaya, K. Otsuka; Shape Memory Materials, *Proceedings of International Meeting on Advanced Materials*; **251**, 257; 1988.
- [Miyazaki 1989] S. Miyazaki, K. Otsuka, C. Wayman; The Shape Memory associated with martensitic transformation in NiTi Alloys-I: Self Accommodation; *Acta Metallurgica*; **37**, 1873-1884; 1989.
- [Nishida 1986] M.Nishida, C.Wayman, T.Honma; Precipitation processes in near-equiatom TiNi shape memory alloys, *Metall Trans. A*; **17**, 1505-1515; 1986.
- [Nowick 1972] A. S. Nowick, B. S. Berry; Anelastic Relaxation in Crystalline Solids; 1^{er} edición; New York; 1972; Academic Press.
- [Olbricht 2008] J. Olbricht. Spannungsinduzierte Phasenumwandlungen und funktionelle Ermüdung in ultrafeinkörnigen NiTi-Formgedächtnislegierungen; Tesis (Doctorado en Ingeniería). Bochum, Universidad de Rhur, 2008.
- [Otsuka 1977] Otsuka K, Shimizu; On The Crystallographic Reversibility Of Martensitic Transformations; *Scripta Metall* 1977; **11**,757-760.
- [Otsuka 1998] K. Otsuka, C. Wayman; Shape Memory Materials; Cambridge; 1998; Cambridge University Press.
- [Otsuka 2005] K. Otsuka, X. Ren; Physical Metallurgy of Ti–Ni-based Shape Memory Alloys; *Progress in Materials Science*; 2005; **50**, 511–678.
- [Palazzo 2006] G.Palazzo, F. Crisafulli, F. López Almansa; Los disipadores de energía por plastificación de metales en el diseño por capacidad; 1^{er} Encuentro de Investigadores y Docentes de Ingeniería; Mendoza, Argentina; setiembre 2006.
- [Paradis 2008] A Paradis, P. Terriault, V. Brailovski, V. Torra; On the partial recovery of residual strain accumulated during an interrupted cycling loading of NiTi shape memory alloys; *Smart Materials And Structures*; **17**, 2008.

- [Parducci 2005] A. Parducci, S. Costantini, A. Marimpietri, M. Mezzi, R. Radicchia, G. Tommesani; Base Isolation and Structural Configuration: The New Emergency Management Centre In Umbria; 9th World Seminar on Seismic Isolation, Energy Dissipation and Active Vibration Control of Structures, Kobe, Japan, June 13-16, 2005.
- [Patoor, 2006] E. Patoor, D. C. Lagoudas, P. B. Entchev, L. C. Brinson, X. Gao; Shape memory alloys, Part I: General properties and modeling of single crystals; *Mechanics of Materials*; **38**, 391–429; 2006.
- [Piedboeuf, 1998] M. C. Piedboeuf and R. Gauvin; Damping Behaviour of shape memory alloys, strain amplitude, frequency and temperature dependence effects; *Journal of sound and vibrations*; **214**, 885-901; 1998.
- [Puertas 2006] G. Puertas; Caracterización de materiales con memoria de forma base NiTi (Níquel - Titanio) para diseño de acoples; Proyecto Integrador (Ingeniería Mecánica); San Carlos de Bariloche; Instituto Balseiro, 2006.
- [Qidwai 2000] M. Qidwai, D. Lagoudas; On thermomechanics and transformation surfaces of polycrystalline NiTi shape memory alloy material; *International Journal of Plasticity*; **16**, 1309-1343; 2000.
- [Raju 1979] Raju I.S., Newman J.C. Jr. Stress Intensity Factors for Two Symmetric Corner Cracks; *Fracture Mechanics ASTM STP*; **677**, 411-430; 1979.
- [Sadaat 2001] S Saadat, M Noori, H Davoodi, Z. Hou, Y Suzuki, A. Masuda; Using NiTi SMA tendons for vibration control of coastal structures; *Smart Materials and Structures*; **10**, 695–704; 2001.
- [Saadat, 2002] S Saadat, J Salichs, M Noori, Z Hou, H Davoodi, I Baron, Y Suzuki, A Masuda; An overview of vibration and seismic applications of NiTi shape memory alloy; *Smart Materials And Structures*; **11**, 218-229; 2002.
- [Savi 2002] M. Savi, P.M. Pacheco, A. Braga; Chaos in a shape memory two-bar truss; *International Journal of Nonlinear Mechanics*; **37**, 1387 – 1395; 2002.
- [Sawaguchi 2003] T. Sawaguchi, G. Kaustrater, A. Yawny, M. Wagner, G. Eggeler; Crack Initiation and Propagation in 50.9 At. pct Ni-Ti Pseudoelastic Shape Memory

Wires in Bending-Rotation Fatigue; *Metallurgical and Materials Transactions A*; **34**, 2848-2860; 2003.

[Schaller 2001] R. Schaller, G. Fantozzi, G. Gemaud. Mechanical Spectroscopy Q-1 2001 with applications to materials science, Trans Tech Publications; Suiza; 2001.

[Schlosser 2009] P. Schlosser, D. Favier, H. Louche, L. Orgéas, Y. Liu; From the thermal and kinematical full-field measurements to the analysis of deformation mechanisms of NiTi SMAs (En ESOMAT 2009, Setiembre 2009 Czes Republic); *Proceedings of the 2009 ESOMAT*; EDP Science; 2009.

[Shaw 1995] J. Shaw, S. Kyriakides; Thermomechanical Aspects of NiTi; *J. Mech. Phys. Solids*; **43**, 1243-1281, 1995.

[Shaw 1997] J. Shaw, S. Kyriakides; 1997. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a NiTi alloy; *Acta Materialia*; **45**, 673-700; 1997

[Shaw 2000] J. Shaw; Simulations of localized thermo-mechanical behavior in a NiTi shape memory alloy; *International Journal of Plasticity*; **16**, 541-562; 2000.

[Shaw 2008] J. A. Shaw, C. B. Churchill; M. A. Iadicola; Tips and tricks for characterizing shape memory alloy wire: Part I; *Experimental Techniques*; **1**, 55-62; 2008.

[Shimizu 1997] H. Shimizu; A Heating Process Algorithm for Metal Forming by a Heat Moving Source; Tesis (Maestría en Ingeniería Mecánica); Massachusetts; Instituto de tecnología de Massachusetts (MIT), 1997.

[Sittner 2005] P. Sittner, Y. Liu, V. Novak; On the origin of Lüders-like deformation of NiTi shape memory alloys; *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*; **53**, 1719-1746; 2005.

[Soul 2005] H. Soul; Aplicaciones de la Superelasticidad en Aleaciones con Memoria de Forma para el Control de Vibraciones en Estructuras; Proyecto Integrador (Ingeniería Mecánica); San Carlos de Bariloche; Instituto Balseiro, 2005.

[Soul 2007] H. Soul, A. Yawny, F.C. Lovey, V. Torra; Thermal Effects in a mechanical model for pseudoelasticity in NiTi wires; *Materials Research; Materials*; **10**, 387-394, 2007.

[Soul 2010] H. Soul, A. Isalgue, A Yawny, V. Torra, F.C. Lovey; Pseudoelastic Fatigue Of Niti Wires: Frequency And Size Effects On Damping Capacity. *Smart Materials and Structures*; **19**, 1-7; 2010.

[SSM 2008] SAES Smart Materials Brochure 2008 (Catálogo Técnico de la firma SAES SSM, ex Special Metals –USA), disponible on-line en www.saesgetters.com.

[Strnade 1995] B. Strnade, S. Ohashi, H. Otsuka , S. Miyazaki, T. Ishihara; Effect of mechanical cycling on the pseudoelasticity characteristics of Ti-Ni and Ti-Ni-Cu alloys; *Materials Science and Engineering A*; **203**, 187-196; 1995.

[Sun 2000] Q. Sun, Z. Zhong; An inclusion theory for the propagation of martensite band in NiTi shape memory alloy wires under tension; *International Journal of Plasticity*; **16**, 1169-1187; 2000.

[Terriault 2007] P. Terriault, V. Torra, C. Fischer, V. Brailovski, A. Isalgue; Superelastic Shape Memory Alloy Damper Equipped with a Passive Adaptative Prestraining Mechanism; Proceedings of the Ninth Canadian Conference on Earthquake Engineering; Ontario, Canada; 26-29 June 2007.

[Thomson 1996] Peter Thomson; Shape memory alloys for structural control; Tesis Doctoral (Ingeniería Estructural), Minesota; USA; 1996.

[Timoshenko 1972] S. Timoshenko; Vibrations Problems in Engineering; 4^{ta} edición; New York; 1972; John Wiley & Sons.

[Torra, 2009] V. Torra, A. Isalgue, C. Auguet, G. Carreras; F. C. Lovey, H Soul; P. Terriault; Damping in Civil Engineering Using SMA. The Fatigue Behavior and Stability of CuAlBe and NiTi Alloys; *Journal of Materials Engineering and Performance*; **18**, 738-745; 2009.

[Trifunac 2006] M. Trifunac; Biot response spectrum; *Soil Dynamics and Earthquake Engineering*; **26**, 491–500; 2006.

[Truskinovsky 2004] L. Truskinovsky, A. Vainchtein; The origin of nucleation peak in transformational plasticity; *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*; **52**, 1421-1446; 2004.

[Tylor 2010] Sitio Web de Tylor Devices Inc; www.taylordevices.com, Actualizada noviembre 2010.

[USGS 2010] United States of Geological Survey; Sitio web: <http://earthquake.usgs.gov>.

[Van Humbeeck 2003] J. Van Humbeeck; Damping capacity of thermoelastic martensite in shape memory alloys; *Journal of Alloys and Compounds*; **355**, 58-64; 2003.

[Ward 2004] I. Ward, J. Sweeney; An Introduction to the Mechanical Properties of Solids Polymers; 2da edición; Londres; 2004; John Wiley & Sons Inc.

[Wechsler 1953] Wechsler, M.S., Lieberman, D.S., Read, T.A.; On the theory of the formation of martensite. Trans; AIME, **197**, 1503–1515; 1953

[Wilson 2005] J. C. Wilson, M.Eeri, M. J. Wesolowskya; Shape Memory Alloys for Seismic Response Modification: A State-of-the-Art Review; *Earthquake Spectra*, **21**,569–601, 2005.

[Wollants 1993] P. Wollants, J. R. Roos, L. Delaey; Thermally- And Stress-Induced Thermoelastic Martensitic Transformations In The Reference Frame Of Equilibrium Thermodynamics; *Progress in Materials Science*; **37**, 227-288; 1993.

[Wu 2010] M. Wu, L. Schetky; Industrial Applications For Shape Memory Alloys; Proceedings of the International Conference on Shape Memory and Superelastic Technologies, Pacific Grove, California, 171-182; 2010.

[Yawny 2005] A. Yawny, M. Sade, G. Eggeler; Pseudo Elastic Cycling of Ultra Fine Grained Ni-rich NiTi Wires; *Zeitschrift für Metallkunde*; **06**, 608-618; 2005.

[Zhong 2000] Z. Zhong, Q. Sun, P. Tong; On the elastic axisymmetric deformation of a rod containing a single cylindrical inclusion; *International Journal of Solids and Structures*; **37**, 5943-5955; 1999.

